

明 細 書

BEST AVAILABLE COPY

穴拡張性と延性に優れた高強度薄鋼板

〔技術分野〕

本発明は、主として、プレス加工される自動車用鋼板として使用される、6.0mm程度以下の板厚で、 590N/mm^2 以上、さらには、 980N/mm^2 以上の引張強度を有し、穴拡張性と延性に優れた高強度薄鋼板及びその製造方法に関するものである。

〔背景技術〕

近年、自動車の燃費改善対策としての車体軽量化、部品の一体成形によるコストダウンのニーズが強まり、プレス成形性に優れた熱延高強度鋼板の開発が進められてきた。従来、加工用熱延鋼板としては、フェライト・マルテンサイト組織からなるDual Phase鋼板が知られている。

Dual Phase鋼板は、軟質なフェライト相と硬質なマルテンサイト相の複合組織で構成されており、著しく硬度の異なる両相の界面からボイドが発生して割れを生じるため穴拡張性に劣る問題があり、足廻り部品等の高い穴拡張性が要求される用途には不向きであった。

これに対し、特開平4-88125号公報、特開平3-180426号公報ではベイナイトを主体とした組織により穴拡張性の優れた熱延鋼板の製造方法が提案されているが、この鋼板は伸び特性に劣ることから適用部品に制約があった。

穴拡張性と延性を両立する技術として、特開平6-293910号公報、特開2002-180188号公報、特開2002-180189号公報、特開2002-

180190号公報では、フェライト＋ベイナイトの混合組織による鋼板が提案されているが、自動車のさらなる軽量化指向、部品の複雑化等を背景に更に高い穴抜き性が求められ、上記技術では対応しきれない高度な加工性、高強度化が要求されている。

また、本発明者らは、特開2001-342543号公報、特開2002-20838号公報にて、伸びの劣化を伴わず、穴抜き性の向上の手段として打抜き穴のクラックの状態が重要であることを見出し、(Ti、Nb)Nの微細化により打抜き穴の断面に微細均一なボイドを生成させることで穴抜き加工時の応力の集中を緩和して、穴抜き性を向上させ得ることを見出した。

そして、この(Ti、Nb)Nの微細化の手段として、Mg系の酸化物の利用を提案した。しかしながら、この発明では酸化物のみを制御しているが、酸素の制御は自由度が少なく、脱酸後の限られたフリー酸素を利用するため総量が少なく、所定の分散状態を得ることが難しく、十分な効果を得ることが困難であった。

〔発明の開示〕

本発明は、上記従来の問題点を解決するためになされたものであって、 $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上、さらには、 $980\text{N}/\text{mm}^2$ クラス以上の引張強度を有し、優れた穴抜き性と延性を両立せしめた高強度薄鋼板を提供するものである。

本発明者らは、打抜き穴の断面に微細均一なボイドを生成させることで、穴抜き加工時の応力の集中を緩和し、穴抜き性を向上させるため、(Ti、Nb)Nの微細化の手法について種々実験、検討を重ねた。

その結果、従来、硫化物は穴抜き性の劣化を引き起こすといわれているが、高温で析出するMg系硫化物は(Ti、Nb)N析出物の生成

核として作用し、低温で析出するMg系硫化物は (Ti、Nb)Nとの競合析出により (Ti、Nb)Nの成長を抑制する作用があり、結局、Mg系硫化物は、TiN微細化による穴抜け性の向上に寄与することを見出した。

そしてMn系硫化物の析出を回避し、Mg系硫化物の析出により上記作用を得るためには、O、Mg、Mn及びSの添加量を、ある条件に入れることが必要であり、これにより、Mg系硫化物を単独で利用するのに比べて、より微細な (Ti、Nb)Nの均一微細化が容易に達成できることを見出した。そして、この知見に基づいて、以下の発明をなすに至った。

(1) 質量%で、

C : 0.01%以上、0.20%以下、

Si : 1.5%以下、

Al : 1.5%以下、

Mn : 0.5%以上、3.5%以下、

P : 0.2%以下、

S : 0.0005%以上、0.009%以下、

N : 0.009%以下、

Mg : 0.0006%以上、0.01%以下、

O : 0.005%以下、

および

Ti : 0.01%以上、0.20%以下、

Nb : 0.01%以上、0.10%以下、

の1種または2種を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、かつMn%、Mg%、S%およびO%が、式(1)～(3)を満たすとともに、鋼組織が、フェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上を主体とした組織であることを特徴とす

る穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$[\text{Mg}\%] \geq ([\text{O}\%] / 16 \times 0.8) \times 24 \quad \dots (1)$$

$$[\text{S}\%] \leq ([\text{Mg}\%] / 24 - [\text{O}\%] / 16 \times 0.8 + 0.00012) \times 32 \quad \dots (2)$$

$$[\text{S}\%] \leq 0.0075 / [\text{Mn}\%] \quad \dots (3)$$

(2) 更に、MgO、MgS および (Nb、Ti)N の複合析出物において、 $0.05 \mu\text{m}$ 以上、 $3.0 \mu\text{m}$ 以下の析出物が、1 平方mmあたり 5.0×10^2 個以上、 1.0×10^7 個以下含むことを特徴とする前記 (1) に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

(3) 質量%で、更に、Al% および Si% が式 (4) を満たすことを特徴とする前記 (1) に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$[\text{Si}\%] + 2.2 \times [\text{Al}\%] \geq 0.35 \quad \dots (4)$$

(4) 質量%で、更に、Al% および Si% が式 (4) を満たすことを特徴とする前記 (2) に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$[\text{Si}\%] + 2.2 \times [\text{Al}\%] \geq 0.35 \quad \dots (4)$$

(5) 質量%で、更に、Ti%、C%、Mn% および Nb% が、式 (5) ~ (7) を満たすとともに、鋼組織が、ベイナイトを主体とした組織で、強度が 980N/mm^2 超であることを特徴とする前記 (1) ~ (4) のいずれかに記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$0.9 \leq 48 / 12 \times [\text{C}\%] / [\text{Ti}\%] < 1.7 \quad \dots (5)$$

$$50227 \times [\text{C}\%] - 4479 \times [\text{Mn}\%] > -9860 \quad \dots (6)$$

$$811 \times [\text{C}\%] + 135 \times [\text{Mn}\%] + 602 \times [\text{Ti}\%] + 794 \times [\text{Nb}\%] > 465 \quad \dots (7)$$

(6) 質量%で、更に、C%、Si%、Al% および Mn% が、式 (8) を満たすとともに、鋼組織が、フェライトとマルテンサイトを主体とした組織で、強度が 590N/mm^2 超であることを特徴とする前記

(1) ~ (4) のいずれかに記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$-100 \leq -300[\text{C}\%] + 105[\text{Si}\%] - 95[\text{Mn}\%] + 233[\text{Al}\%] \quad \dots (8)$$

(7) 前記鋼組織の結晶粒において、短径 (d_s) と長径 (d_l) の比 (d_s/d_l) が 0.1 以上である結晶粒が 80% 以上存在することを特徴とする前記 (6) に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

(8) 前記鋼組織のフェライトの結晶粒において、粒径 $2 \mu\text{m}$ 以上の結晶粒が 80% 以上存在することを特徴とする前記 (7) に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

(9) 質量%で、更に、C%、Si%、Mn% および Al% が、式 (8) を満たすとともに、鋼組織がフェライトとベイナイトを主体とした組織で、強度が 590N/mm^2 超であることを特徴とする前記 (1) ~ (4) のいずれかに記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$-100 \leq -300[\text{C}\%] + 105[\text{Si}\%] - 95[\text{Mn}\%] + 233[\text{Al}\%] \quad \dots (8)$$

(10) 前記鋼組織の結晶粒において、短径 (d_s) と長径 (d_l) の比 (d_s/d_l) が 0.1 以上である結晶粒が 80% 以上存在することを特徴とする前記 (9) に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

(11) 前記鋼組織のフェライトの結晶粒において、粒径 $2 \mu\text{m}$ 以上の結晶粒が 80% 以上存在することを特徴とする前記 (10) に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

(12) 前記 (1) ~ (4) のいずれかに記載した成分組成の鋼を、 Ar_3 変態点以上の圧延終了温度で圧延を終了し、引続き、 20°C/s

ec以上の冷却速度で冷却し、300℃未満で捲取り、鋼組織がフェライトとマルテンサイトを主体とした組織で、強度が590N/mm²超の高強度薄鋼板を製造することを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板の製造方法。

(13) 前記(1)～(4)のいずれかに記載した成分組成の鋼を、Ar₃変態点以上の圧延終了温度で圧延を終了し、引続き、20℃/sec以上の冷却速度で650℃～750℃まで冷却し、次いで、該温度で15秒以下で空冷した後、再度冷却して、300℃未満で捲取り、鋼組織がフェライトとマルテンサイトを主体とした組織で、強度が590N/mm²超の高強度薄鋼板を製造することを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板の製造方法。

(14) 前記(1)～(4)のいずれかに記載した成分組成の鋼を、Ar₃変態点以上の圧延終了温度で圧延を終了し、引続き、20℃/sec以上の冷却速度で冷却し、300℃以上、600℃以下で捲取り、鋼組織がフェライトとベイナイトを主体とした組織で、強度が590N/mm²超の高強度薄鋼板を製造することを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板の製造方法。

(15) 前記(1)～(4)のいずれかに記載した成分組成の鋼を、Ar₃変態点以上の圧延終了温度で圧延を終了し、引続き、20℃/sec以上の冷却速度で650℃～750℃まで冷却し、次いで該温度で15秒以下空冷した後、再度冷却して、300℃以上、600℃以下で捲取り、鋼組織がフェライトとベイナイトを主体とした組織で、強度が590N/mm²超の高強度薄鋼板を製造することを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板の製造方法。

〔図面の簡単な説明〕

図1は、引張強度と伸びの関係を示す図である。

図 2 は、引張強度と穴拡張比の関係を示す図である。

図 3 は、引張強度と伸びの関係を示す図である。

図 4 は、引張強度と穴拡張比の関係を示す図である。

図 5 は、伸びと d_s/d_l の関係を示す図である。

図 6 は、伸びと $2\ \mu\text{m}$ 以上のフェライト粒の割合の関係を示す図である。

図 7 は、引張強度と伸びの関係を示す図である。

図 8 は、引張強度と穴拡張比の関係を示す図である。

図 9 は、伸びと d_s/d_l の関係を示す図である。

図 10 は、伸びと $2\ \mu\text{m}$ 以上のフェライト粒の割合の関係を示す図である。

〔発明を実施するための最良の形態〕

本発明は、穴拡張性の改善において、打抜き穴の端面性状に着眼したもので、O、Mg、Mn及びSの添加量を所定条件下で調整することにより、Mg系酸化物と硫化物を均一微細に析出させ、打抜き時の粗大クラック発生を抑制して、端面性状を均一化することで、穴拡張性を改善するものである。

以下に、本発明の構成要件について、詳細に説明する。

まず、本発明の高強度薄鋼板（本発明鋼板）の成分組成の限定理由について述べる。なお、%は、質量%を意味する。

Cは、鋼の加工性に影響を及ぼす元素であり、含有量が多くなると、加工性が劣化する。特に0.20%を超えると、穴拡張性に有害な炭化物（パーライト、セメンタイト）が生成するので、0.20%以下とする。但し、特に高い穴拡張性が要求される場合、0.1%以下とすることが望ましい。また、所要の強度を確保する点で、0.01%以上は必要である。

Siは、有害な炭化物の生成を抑え、フェライト分率を増加させ、伸びを向上させるのに有効な元素であり、また、固溶強化により、材料強度を確保するためにも有効な元素である。それ故、Siを添加することが望ましいが、添加量が増加すると化成処理性が低下するほか、点溶接性も劣化するので、1.5%を上限とする。

Alは、Siと同様、有害な炭化物の生成を抑え、フェライト分率を増加させ伸びを向上させるのに有効な元素である。特に、延性と化成処理性を両立するために必要な元素である。

また、Alは、従来より、脱酸に必要な元素であり、通常、0.01～0.07%程度添加するが、本発明者らは、鋭意研究を重ねた結果、低Si系においてもAlを多量に添加することにより、延性を劣化させることなく、化成処理性を改善できることを見出した。

しかし、添加量が増加すると、延性向上の効果が飽和してしまうばかりか、化成処理性が低下し、さらに、点溶接性も劣化するので、1.5%を上限とする。特に、化成処理の厳しい条件では、1.0%を上限とすることが望ましい。

Mnは、強度確保に必要な元素であり、最低0.50%の添加が必要である。そして、焼入れ性を確保し、安定した強度を得るためには、2.0%超の添加が望ましい。しかし、多量に添加すると、ミクロ偏析や、マクロ偏析が起こりやすくなり、これら偏析は穴抜け性を劣化させる。それ故、3.5%を上限とする。

Pは、鋼板の強度を高める元素であり、また、Cuとの同時添加により耐腐食性を向上する元素であるが、含有量が多いと、溶接性、加工性、靱性の劣化を引き起こす。それ故、含有量を0.2%以下とする。特に耐食性が問題とならない場合、加工性を重視して0.03%以下とするのが望ましい。

Sは、本発明における最も重要な添加元素の一つである。Sは、

Mgと結合して硫化物を生成し、(Ti、Nb)Nの核となり、また、(Ti、Nb)Nの成長を抑制することにより、(Ti、Nb)Nの微細化に寄与し、穴抜け性の飛躍的な向上をもたらす。

この効果を得るためには、0.0005%以上の添加が必要であり、0.001%以上の添加が望ましい。但し、過剰の添加は、Mn系硫化物を形成し、逆に、穴抜け性を劣化させるので、0.009%を上限とする。

Nは、(Ti、Nb)Nの生成に寄与するので、加工性を確保するためには少ない方がよい。0.009%を越えると、粗大なTiNが生成し、加工性が劣化するので、N量は0.009%以下とする。

Mgは、本発明における最も重要な添加元素の一つである。Mgは酸素と結合して酸化物を形成し、また、Sと結合して硫化物を形成する。生成するMg系酸化物及びMg系硫化物は、Mgを添加しない従来の鋼に比べ、析出物のサイズが小さく、均一に分散した分布状態となる。

鋼中に微細に分散したこれらの析出物は、(Ti、Nb)Nの微細分散に寄与し、穴抜け性の向上に効果がある。

ただし、0.0006%未満では、その効果が不十分であり、0.0006%以上の添加が必要である。その効果を十分に得るためには、0.0015%以上の添加が望ましい。

一方で、0.01%超の添加は、改善効果が飽和するばかりでなく、逆に、鋼の清浄度を劣化させ、穴抜け性や延性を劣化させるので、上限を0.01%とする。

Oは、本発明における最も重要な添加元素の一つである。Mgと結合して酸化物を形成し、穴抜け性の向上に寄与する。しかし、過剰の添加は、鋼の清浄度を劣化させ、伸びの劣化を引き起こすので、0.005%を上限とする。

Ti及びNbは、本発明における最も重要な添加元素の一つである。Ti及びNbは、炭化物を形成し強度の増加に有効な元素であり、硬度の均一化に寄与して穴抜け性を改善する。また、Ti及びNbは、Mg系酸化物及びMg系硫化物を核に、微細均一な窒化物を形成し、この窒化物が、打抜き時に、微細ボイドを形成し、応力集中を抑制することで、粗大クラックの発生を抑制し、その結果、穴抜け性が飛躍的に向上すると考えられる。

これらの効果を有効に発揮させるためには、Nb、Tiともに、少なくとも、0.01%以上の添加が必要である。

しかし、添加量が過度になると、析出強化により延性が劣化するので、上限として、Tiは0.20%、Nbは0.10%とする。これらの元素は、単独で添加しても、複合で添加しても、効果がある。

さらに、本発明鋼板においては、下記元素の1種または2種以上を添加してもよい。

Ca、Zr、REMは、硫化物系の介在物の形状を制御し、穴抜け性の向上に有効である。この効果を得るには、少なくとも1種類または2種以上を0.0005%以上添加する必要がある。一方、多量の添加は、逆に、鋼の清浄度を悪化させて、穴抜け性、延性を損なう。それ故、上限を0.01%とする。

Cuは、Pとの複合添加により耐腐食性を向上する元素である。この作用を得るためには、0.04%以上添加することが望ましい。但し、多量の添加は、焼入れ性を増加させ、延性を損なうので、上限を0.4%とする。

Niは、Cuを添加したときの熱間割れを抑制する元素である。この効果を得るためには、0.02%以上添加することが望ましい。但し、多量の添加は、Cu同様、焼き入れ性を増加させ延性を損なうので、上限を0.3%とする。

Moは、セメンタイトの生成を抑制し、穴掘り性を向上させるのに有効な元素である。この効果を得るためには、0.02%以上の添加が必要である。但し、Moも、焼入れ性を高める元素で、過剰の添加は延性を低下させるので、上限を0.5%とする。

Vは、炭化物を形成し強度確保に寄与する元素である。この効果を得るためには、0.02%以上の添加が必要である。但し、多量の添加は、伸びを低減させるし、また添加コストも高いので、上限を0.1%とする。

Crも、Vと同様、炭化物を形成し強度確保に寄与する元素である。この効果を得るためには、0.02%以上の添加が必要である。但し、Crも、焼入れ性を高める元素であり、多量の添加は伸びを低減させるので、上限を1.0%とする。

Bは、粒界を強め超ハイテンで課題となる2次加工割れの改善に有効な元素である。この効果を得るためには、0.0003%以上の添加が必要である。但し、Bも、焼入れ性を高める元素であり、多量の添加は延性を低下させるので、上限を0.001%とする。

本発明者らは、上記課題を解決するために鋭意研究した結果、O、Mg、Mn及びSの添加量を、所定の条件下で調整することにより、Mg系酸化物及びMg系硫化物を利用し、(Nb、Ti)Nを微細分散させることが可能であることを見出した。

即ち、Mg系酸化物を十分に析出させること、及び、Mn系硫化物の析出を抑制しつつ、Mg系硫化物の析出温度を制御し、Mg系硫化物を析出させることで、先述の核としての作用、成長抑制の作用を利用することが可能となる。このために、以下の3つの関係式を導き出した。以下に説明する。

本発明では、Mg系酸化物に加えMg系硫化物を利用するので、Mgは、O量以上の添加が必要である。但し、Oは、Alなど他の元素とも

酸化物を形成するが、本発明者らが鋭意検討した結果、Mgと結合する有効Oは分析量の8割であり、この量以上のMg添加が、穴抜け性の向上に作用する十分な硫化物を形成するために必要である。それ故、Mg添加量は(1)式を満たす必要がある。

一方で、Mg系硫化物の形成において、Sは必須元素であるが、S量が多くなると、SはMn系硫化物となる。このMn系硫化物の析出量が少量であれば、Mg系硫化物と複合状態で存在し、穴抜け性の劣化には影響しないが、多量に析出すると、詳細は明らかでないが、単独析出またはMg系硫化物の特性に影響を及ぼし、穴抜け性を劣化させる。このため、S量は、Mg、有効O量に対して(2)式を満たす必要がある。

更に、Mn量及びS量がともに多い条件では、高温でMn系硫化物が析出して、Mg系の硫化物の生成を抑制し、十分な穴抜け性の向上が得られなくなる。それ故、Mn量及びS量は(3)式を満たす必要がある。

$$[\text{Mg}\%] \geq ([\text{O}\%] / 16 \times 0.8) \times 24 \quad \dots (1)$$

$$[\text{S}\%] \leq ([\text{Mg}\%] / 24 - [\text{O}\%] / 16 \times 0.8 + 0.00012) \times 32 \quad \dots (2)$$

$$[\text{S}\%] \leq 0.0075 / [\text{Mn}\%] \quad \dots (3)$$

打抜き穴の断面に微細で均一なボイドを生成させることで、穴抜け加工時の応力集中を緩和させ、穴抜け性を向上させるためには、(Nb、Ti)Nの均一微細化が重要である。(Nb、Ti)Nのサイズが小さい時、微細で均一なボイドの生成起点とならず、一方、大きすぎると粗大クラックの起点となる。

また、この析出物の析出個数が少ないと、打抜き時に発生する微細ボイドの数が不足し、粗大なクラックの発生を抑制する効果が得られないと考えられる。

本発明者らは、鋭意検討した結果、(Nb、Ti)Nを均一かつ微細

に析出せしめる手法として、 MgO 及び MgS との複合析出が利用できることを見出した。その理由は定かではないが、酸化物に加えて硫化物の複合利用においては、効果を発揮する複合析出物のサイズ、及び析出物密度として、 MgO 、 MgS 及び $(\text{Nb}, \text{Ti})\text{N}$ の複合析出物で、 $0.05 \mu\text{m}$ 以上、 $3.0 \mu\text{m}$ 以下の析出物が 1mm^2 あたり 5.0×10^2 個以上、 1.0×10^7 個以下含む必要があることを見出した。このとき、複合酸化物に Al_2O_3 、 SiO_2 が含まれていても本効果は損なわれるものではなく、少量であれば、 MnS が含まれていても効果は損なわれない。

なお、本発明で規定した複合析出物の分散状態は、例えば、以下の方法により定量的に測定される。母材鋼板の任意の場所から抽出レプリカ試料を作成し、これを透過電子顕微鏡 (TEM) を用いて、倍率 $5000 \sim 20000$ 倍で、少なくとも $5000 \mu\text{m}^2$ 以上、好ましくは $50000 \mu\text{m}^2$ 以上の面積にわたって観察し、対象となる複合介在物の個数を測定し、単位面積当たりの個数に換算する。

この時、酸化物と $(\text{Nb}, \text{Ti})\text{N}$ の同定には、TEM に付属のエネルギー分散型 X 線分光法 (EDS) による組成分析と、TEM による電子線回折像の結晶構造解析によって行われる。このような同定を、測定する全ての複合介在物に対して行うことが煩雑な場合、簡易的に、次の手順による。

まず、対象となるサイズの個数を、形状、サイズ別に上記の要領にて測定し、これらのうち、形状、サイズの異なる全てに対し、各々、10 個以上について上記の要領にて同定を行い、酸化物と $(\text{Nb}, \text{Ti})\text{N}$ の割合を算出する。そして、はじめに測定された介在物の個数に、この割合を掛け合わせる。

鋼中の炭化物が上記 TEM 観察を邪魔する場合、熱処理によって炭化物を凝集粗大化または溶解させ、対象とする複合介在物の観察

を容易に行なうことができる。

SiとAlは、延性を確保するための組織制御上、非常に重要な元素である。ただし、Siは、熱延工程でSiスケールと呼ばれる表面の凹凸が発生する場合があります、これにより、製品外観が損なわれる他、プレス後に施される化成処理や塗装において、化成処理膜の生成が悪い場合や塗装の密着性が悪い場合が発生する。

このため、一部の化成処理性の厳しい用途には、多量のSiは添加できないケースが生じる。このとき、延性と化成処理性の両立を狙うためには、AlによるSi代替が可能であるが、Si、Al共に添加量が多量になると、フェライト相分率が増大し、狙いの強度が得られなくなる。

そこで、十分な強度を確保し、延性を確保するためには、Si量とAl量は（４）式を満たす必要がある。ただし、特に伸びが課題となるときは、0.9以上とすることが望ましい。

$$[\text{Si}\%] + 2.2 \times [\text{Al}\%] \geq 0.35 \quad \dots (4)$$

次に、本発明鋼板の組織について説明する。

本発明は、打ち抜き時の断面性状を改善する技術であるから、鋼組織が、フェライト、ベイナイト、マルテンサイトのいずれの相を含んでいても、所要の効果を発揮する。

しかし、鋼組織は機械的性質に影響を及ぼすから、所要の機械的性質に応じて組織を制御する。

（１）ベイナイトを主体とする鋼板（本発明鋼板Ｂ）

980MPa超の強度を確保するためには、強化機構として組織強化を使う必要がある、加工性のうち、特に、穴抜き性を高めるためには、組織をベイナイトを主体とする組織とする必要がある。

このとき、第２相をフェライトとすると延性が向上するので、第２相としてフェライトを含むことが望ましい。また、本発明鋼板Ｂ

では、組織中にオーステナイトが残存しても、本発明の効果を妨げるものではないが、粗大なセメンタイト、パーライトは、Mg系析出物による端面性状の改善効果を低減するので望ましくない。

強度が 980N/mm^2 超の鋼は高強度化に伴い、延性や、穴抜け性が劣化する。本発明者らは、上記課題を解決するために鋭意研究した結果、Mg系析出物による打ち抜き端面性状の改善による穴抜け性改善効果と、強度を確保しつつ延性を確保する手段として、ベイナイト主体の鋼組織において、C、Mn、Ti、Nbの成分量の範囲を規定することが有効であることを見出した。

即ち、TiC析出強化の最大限の利用と、Mn、Cによる組織強化の材質に与える影響を明確化することで、下記に示す3つの関係式を導き出した。以下に説明する。

Tiに比べCの添加量が少ないと固溶Tiの増加により、伸びを劣化させるので、 $0.9 \leq 48/12 \times C/Ti$ とする。一方で、CがTiに比べて高すぎると、熱延加熱中にTiCが析出し強度上昇の効果が得られなくなることに加え、第2相中のC量の増加による穴抜け性の劣化を伴う。

これは、Mg系析出物による端面性状改善効果の低減にもつながるため、 $48/12 \times C/Ti$ は、1.7を上限とする。

即ち、Ti量とC量は、式(5)を満たす必要がある。

$$0.9 \leq 48/12 \times C/Ti < 1.7 \quad \dots (5)$$

特に、穴抜け性を重視する場合、 $1.0 \leq 48/12 \times C/Ti < 1.3$ とすることが望ましい。

Mnの添加量の増大に伴い、フェライト生成が抑制されるため、第2相分率が増大し、強度の確保は容易になるが、伸びの低下を招く。一方で、Cは、第2相を硬くして、穴抜け性を劣化せしめるが伸びを改善する。

そこで、 980 N/mm^2 超の引張強度において要求される伸びを確保するためにC量とMn量は式（6）を満たす必要がある。

$$50227 \times C - 4479 \times \text{Mn} > -9860 \quad \dots (6)$$

加工性を確保するためには、上記の2つの式を満たす必要がある。 780 N/mm^2 レベルの鋼板であれば、強度を確保しつつ、上記の2式を満たすことは比較的容易であるが、 980 N/mm^2 超の強度を確保するためには、穴抜け性を劣化させるCや、伸びを劣化させるMnの添加はやむをえない。

980 N/mm^2 超の強度を確保するためには、上記の2つの式を満たしつつ、式（7）を満たす範囲に成分を調整する必要がある。

$$811 \times C + 135 \times \text{Mn} + 602 \times \text{Ti} + 794 \times \text{Nb} > 465 \quad \dots (7)$$

次に、製造方法について説明する。

仕上圧延終了温度は、フェライトの生成を妨げ、穴抜け性を良好にするため、 A_{r3} 変態点以上とする必要がある。しかし、あまり高温にすると組織の粗大化による強度低減、延性の低下を招くため、 950°C 以下とすることが望ましい。

冷却速度は、穴抜け性に有害な炭化物形成を抑制し、高い穴抜け比を得るためには 20°C/s 以上が必要である。

捲取温度は、 300°C 未満ではマルテンサイトが生成して穴抜け性が劣化するので、 300°C 以上とする。

また、低温生成ベイナイトは、マルテンサイト程ではないが第二相として存在すると、穴抜け性が劣化する。このため、 350°C 以上で巻き取ることが望ましい。

捲取温度が 600°C 超になると、穴抜け性に有害な、パーライト、セメンタイトが生成するので、捲取温度は、 600°C 以下とする。

連続冷却中の空冷は、フェライト相の占有率を増加させ、延性を向上させるために有効である。しかし、空冷温度、空冷時間によっ

ては、パーライトが生成して、逆に延性が低下するばかりでなく、穴抜け性が著しく低下する。

空冷温度が650℃未満では、穴抜け性に有害なパーライトが早期に発生するので、空冷温度は650℃以上とする。

一方で、空冷温度が750℃超であると、フェライトの生成が遅くなり、空冷の効果を得にくいばかりでなく、その後の冷却中においてパーライトが生成しやすくなるので、空冷温度を750℃以下とする。

15秒を超える空冷は、フェライトの増加が飽和するばかりでなく、その後の冷却速度、捲取温度の制御に負荷をかける。そのため、空冷時間は15秒以下とする。

(2) フェライトとマルテンサイトを主体とする鋼板（本発明鋼板FM）

端面制御技術は、鋼板の穴抜け性の向上に関わる技術であるから、延性と穴抜け性を共に高い値で確保するには、鋼組織で伸びを確保する必要がある。そのためには、鋼組織を、フェライトとマルテンサイトを主体とした組織とする必要がある。

このとき、フェライトが50%以上存在すると、特に、延性を高く確保できるので、フェライト分率を、50%以上とすることが望ましい。また、本発明鋼板FMでは、組織中にオーステナイトが残存しても本発明の効果を妨げないが、粗大なセメンタイト、パーライトは、Mg系析出物による端面性状の改善効果を低減するので望ましくない。

熱延では、仕上げ圧延後、短時間の間に所望の組織を形成しなくてはならないが、所望の組織の形成には、成分組成の影響が非常に強く現れる。鋼組織が、フェライトとマルテンサイトを主体とするとき、延性を向上させるためには、フェライト分率の確保が重要で

ある。

延性の改善に効果的なフェライト分率を確保するためには、C、Si、Mn及びAlの各量は、以下の式（８）を満たす必要がある。式（８）の値が－100未満となると、十分な量のフェライトが得られず、第二相分率が増加するので、延性が劣化する。

$$-100 \leq -300[C\%] + 105[Si\%] - 95[Mn\%] + 233[Al\%] \quad \dots (8)$$

本発明者らは、鋼組織がフェライトとマルテンサイトが主体の鋼において、Mg系析出物による打ち抜き端面性状の改善による穴抜け性改善効果を低減させることなく、延性を改善する手段を鋭意研究した。その結果、フェライトの形状とフェライト粒径を制御することが、延性改善手段として有効に作用することを見出した。以下に説明する。

フェライト粒の形状は、本発明鋼板FMにおいて延性を向上させるための重要な指標のひとつである。一般に、高合金成分系においては、圧延方向に伸展したフェライト粒が多い。本発明者らが鋭意研究した結果、この伸展粒が延性の劣化を招くことを見出し、さらに、指標として、短径（ d_s ）と長径（ d_l ）の比（ d_s/d_l ）が0.1未満の結晶粒の存在確率を低くすることが有効であることを見出した。

フェライト結晶粒の制御により延性向上の効果を十分に得るためには、フェライト結晶において、比（ d_s/d_l ）が0.1以上である結晶粒が80%以上存在することが必要である。

フェライト粒径は、本発明において延性を向上させるための重要な指標のひとつである。一般に、高強度化に伴い結晶粒は微細化する。本発明者らが鋭意研究した結果、同一強度においては、十分に粒成長したフェライトが延性の向上に寄与することを見出した。

そして、結晶粒径が延性の向上に十分に得るためには、フェライ

ト結晶粒のうち、 $2\mu\text{m}$ 以上の粒径の結晶粒が80%以上存在することが必要である。

次に、製造方法について説明する。

仕上圧延終了温度は、フェライトの生成を妨げ、穴抜け性を良好にするため、 Ar_3 変態点以上とする必要がある。しかし、あまり高温にすると組織の粗大化による強度低減、延性の低下を招くため、 950°C 以下とすることが望ましい。冷却速度は、穴抜け性に有害な炭化物形成を抑制し、高い穴抜け比を得るために、 $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上が必要である。

捲取温度は、 300°C 以上になるとマルテンサイトを生成できず、強度が低下し、所定の強度を確保できなくなるので、 300°C 未満とする。十分な強度を確保し、これによる伸びの改善を十分に得るためには、捲取温度を 200°C 以下とすることが望ましい。

連続冷却中の空冷は、フェライト相の占有率を増加させ、延性を向上させるために有効である。しかし、空冷温度、空冷時間によっては、パーライトが生成して、逆に延性が低下するばかりでなく、穴抜け性が著しく低下する。

空冷温度が 650°C 未満では、穴抜け性に有害なパーライトが、早期に発生するので、空冷温度は、 650°C 以上とする。

一方で、空冷温度が 750°C 超であると、フェライトの生成が遅くなり、空冷の効果を得にくいばかりでなく、その後の冷却中においてパーライトが生成しやすくなるため、空冷温度を、 750°C 以下とする。

15秒を超える空冷は、フェライトの増加が飽和するばかりでなく、その後の冷却速度、捲取温度の制御に負荷をかける。そのため、空冷時間は15秒以下とする。

(3) フェライトとベイナイトを主体とした鋼板（本発明鋼板FB

)

端面制御技術は穴拡張性の向上に関わる技術であるから、穴拡張性は母材の延性と穴拡張性（ベース特性）の影響も強く受ける。特に、足廻り部品などでは穴拡張性に関する要求が強く、ベース特性として、延性と穴拡張性のバランスの良い鋼板を指向し、端面制御技術にて、更に、穴拡張性を向上させることが必要である。

それ故、鋼組織は、フェライトとベイナイトを主体とした組織とする必要がある。このとき、フェライトが50%以上存在すると、特に、延性を高く確保できるので、フェライト分率を50%以上とすることが望ましい。

また、本発明鋼板FBでは、組織中にオーステナイト相が残存しても本発明の効果を妨げないが、粗大なセメンタイト、パーライトは、Mg系析出物による端面性状の改善効果を低減するので望ましくない。

熱延では、仕上げ圧延後、短時間の間に所望の組織を形成しなくてはならないが、所望の組織の形成には、成分組成の影響が非常に強く現れる。鋼組織が、フェライト+ベイナイトを主体とするとき、延性を向上させるためには、フェライト分率の確保が重要である。

延性の改善に効果的なフェライト分率を確保するためには、C、Si、Mn、Alの各量は、以下の（8）式を満たす必要がある。（8）式の値が-100未満となると、十分な量のフェライトが得られず、第二相分率が増加するので延性が劣化する。

$$-100 \leq -300[C\%] + 105[Si\%] - 95[Mn\%] + 233[Al\%] \quad \dots (8)$$

本発明者らは、鋼組織がフェライト+ベイナイトが主体の鋼において、Mg系析出物による打ち抜き端面性状の改善による穴拡張性改

善効果を低減させることなく、延性を改善する手段を鋭意研究した。その結果、フェライトの形状とフェライト粒径を制御することが延性改善手段として有効に作用することを見出した。以下に説明する。

フェライト形状は、本発明において延性を向上させるための重要な指標のひとつである。一般に、高合金成分系においては、圧延方向に伸展したフェライト粒が多い。本発明者らが鋭意研究した結果、この伸展粒が延性の劣化を招くことを見出し、さらに、指標として、短径 (d_s) と長径 (d_l) の比 (d_s/d_l) が0.1未満の結晶粒の存在確率を低くすることが有効であることを見出した。

フェライト結晶粒の制御により延性向上の効果を十分に得るためには、フェライト結晶粒において、比 (d_s/d_l) が0.1以上である結晶粒が80%以上存在することが必要である。

フェライト粒径は、本発明において延性を向上させるための重要な指標のひとつである。一般に、高強度化に伴い結晶粒は微細化する。本発明者らが鋭意研究した結果、同一強度においては、十分に粒成長したフェライトが延性の向上に寄与することを見出した。

そして、結晶粒径が延性の向上に十分に寄与するためには、フェライトの結晶粒のうち、 $2\mu\text{m}$ 以上の粒径の結晶粒が80%以上存在することが必要である。

次に、製造方法について説明する。

仕上圧延終了温度は、フェライトの生成を妨げ、穴抜け性を良好にするため、 A_{r3} 変態点以上とする必要がある。しかし、あまり高温にすると組織の粗大化による強度低減、延性の低下を招くため、 950°C 以下とすることが望ましい。

冷却速度は、穴抜け性に有害な炭化物形成を抑制し、高い穴抜け比を得るためには $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上が必要である。

捲取温度は、300℃未満ではマルテンサイトが生成して穴抜け性が劣化するので、300℃以上とする。

また、低温生成ベイナイトは、マルテンサイト程ではないが第二相として存在すると、穴抜け性が劣化する。このため、350℃以上で巻き取ることが望ましい。

捲取温度が600℃超になると、穴抜け性に有害な、パーライト、セメンタイトが生成するので、捲取温度は、600℃以下とする。

連続冷却中の空冷は、フェライト相の占有率を増加させ、延性を向上させるために有効である。しかし、空冷温度、空冷時間によっては、パーライトが生成して、逆に延性が低下するばかりでなく、穴抜け性が著しく低下する。

空冷温度が650℃未満では、穴抜け性に有害なパーライトが早期に発生するので、空冷温度は650℃以上とする。

一方で、空冷温度が750℃超であると、フェライトの生成が遅くなり、空冷の効果を得にくいばかりでなく、その後の冷却中においてパーライトが生成しやすくなるので、空冷温度を750℃以下とする。

15秒を超える空冷は、フェライトの増加が飽和するばかりでなく、その後の冷却速度、捲取温度の制御に負荷をかける。そのため、空冷時間は15秒以下とする。

次に、本発明を実施例に基づいて説明する。

〔実施例1〕

本発明鋼Fに係る実施例である。

表1および表2に示す成分組成および特性値の鋼を溶製し、常法に従い連続鋳造でスラブとした。符号A～Zが本発明に従った成分組成の鋼で、符号aの鋼はC添加量、bの鋼はMn添加量、cの鋼はO添加量、eの鋼はS添加量、fの鋼はMg添加量が、本発明の範囲

外である。

また、aの鋼は式(5)、bの鋼は式(3)と式(6)、cの鋼は式(1)と式(2)、dの鋼は式(4)、eの鋼は式(2)と式(3)、fの鋼は式(1)、gの鋼は式(7)が、本発明の範囲外である。また、fの鋼は析出物個数が本発明の範囲外である。

これらの鋼を、加熱炉中で1200℃以上の温度で加熱し、熱間圧延にて板厚2.6～3.2mmの熱延鋼板とした。熱延条件については、表3および表4に示す。

表3および表4において、A4、J2は冷却速度、B3、F3は空冷開始温度、E3、G3、Q4は巻取り温度が、それぞれ、本発明の範囲外である。

このようにして得られた熱延鋼板について、JIS5号片による引張り試験、および、穴抜け試験を行った。穴抜け性(λ)は径10mmの打抜き穴を60°円錐ポンチにて押し抜け、クラックが板厚を貫通した時点での穴径(d)と初期穴径(d_0 :10mm)から、 $\lambda = (d - d_0) / d_0 \times 100$ で評価した。

各試験片のTS、El、 λ を表2に示す。図1に強度と伸びの関係を、図2に強度と穴抜け(比)の関係を示す。本発明鋼は、比較鋼と比べ、伸び又は穴抜け(比)、又は、両方の特性において優れていることがわかる。一方で、g1の鋼は目的の強度を得ることができなかった。

このように、本発明により、980N/mm²の所定の強度を確保しつつ、穴抜け率、延性ともに優れた高強度熱延鋼板が得られる。

表 1

鋼	質量%											備考	
	C	Si	Mn	P	S	N	Mg	Al	Nb	Ti	Ca		O
A	0.062	1.23	2.4	0.004	0.0010	0.005	0.0023	0.035	0.044	0.179	-	0.0014	発明鋼
B	0.060	1.30	2.5	0.007	0.0020	0.003	0.0040	0.040	0.035	0.170	-	0.0015	発明鋼
C	0.055	1.40	2.8	0.006	0.0025	0.003	0.0030	0.050	0.014	0.150	-	0.0012	発明鋼
D	0.050	1.00	2.2	0.006	0.0010	0.004	0.0040	0.030	0.035	0.170	-	0.0015	発明鋼
E	0.060	0.03	2.2	0.006	0.0028	0.004	0.0030	0.180	0.044	0.180	-	0.0010	発明鋼
F	0.065	0.50	2.2	0.006	0.0028	0.004	0.0030	0.200	0.044	0.180	-	0.0010	発明鋼
G	0.050	1.30	2.4	0.008	0.0025	0.004	0.0044	0.036	0.040	0.150	-	0.0011	発明鋼
H	0.030	1.30	2.5	0.006	0.0020	0.003	0.0040	0.033	0.050	0.130	-	0.0015	発明鋼
I	0.080	0.50	2.0	0.010	0.0035	0.004	0.0017	0.032	0.055	0.190	-	0.0008	発明鋼
J	0.080	0.50	3.0	0.003	0.0018	0.002	0.0035	1.300	0.035	0.195	0.003	0.0015	発明鋼
K	0.050	1.40	2.7	0.020	0.0025	0.003	0.0035	0.034	0.030	0.130	-	0.0015	発明鋼
L	0.050	0.60	2.0	0.012	0.0035	0.003	0.0080	0.030	0.090	0.190	0.002	0.0007	発明鋼
M	0.060	1.20	2.2	0.015	0.0030	0.002	0.0050	0.005	0.030	0.190	-	0.0040	発明鋼
N	0.050	1.30	2.5	0.012	0.0020	0.003	0.0010	0.800	0.035	0.130	-	0.0007	発明鋼
O	0.040	1.20	2.5	0.011	0.0025	0.002	0.0025	0.030	0.000	0.170	0.002	0.0012	発明鋼
P	0.050	1.10	2.6	0.006	0.0025	0.004	0.0030	0.030	0.037	0.124	0.002	0.0014	発明鋼
Q	0.050	1.10	2.6	0.009	0.0020	0.005	0.0030	0.037	0.030	0.140	-	0.0010	発明鋼
R	0.055	0.10	2.6	0.006	0.0025	0.002	0.0029	0.450	0.030	0.140	0.002	0.0015	発明鋼
S	0.055	0.50	2.6	0.009	0.0020	0.002	0.0022	0.200	0.035	0.140	-	0.0015	発明鋼
T	0.070	0.90	2.2	0.008	0.0030	0.002	0.0040	0.035	0.040	0.170	0.002	0.0025	発明鋼
U	0.070	0.95	2.2	0.008	0.0030	0.002	0.0035	0.035	0.070	0.170	0.002	0.0025	発明鋼
V	0.070	1.30	2.2	0.070	0.0025	0.002	0.0030	0.040	0.035	0.155	0.002	0.0015	発明鋼
W	0.050	1.30	2.4	0.007	0.0025	0.003	0.0040	0.034	0.040	0.155	-	0.0015	発明鋼
X	0.060	1.20	2.3	0.017	0.0030	0.003	0.0020	0.080	0.030	0.170	0.002	0.0015	発明鋼
Y	0.060	0.90	2.3	0.017	0.0030	0.002	0.0032	0.000	0.030	0.150	-	0.0015	発明鋼
Z	0.060	0.90	2.3	0.016	0.0030	0.002	0.0035	0.033	0.025	0.170	-	0.0015	発明鋼
a	0.210	1.30	2.2	0.120	0.0030	0.002	0.0031	0.005	0.030	0.080	0.002	0.0015	比較鋼
b	0.050	1.00	3.6	0.020	0.0025	0.002	0.0040	0.030	0.030	0.170	-	0.0015	比較鋼
c	0.060	1.00	2.2	0.020	0.0030	0.002	0.0030	0.035	0.035	0.170	0.002	0.0060	比較鋼
d	0.050	0.20	2.5	0.010	0.0028	0.002	0.0029	0.030	0.030	0.150	0.002	0.0015	比較鋼
e	0.055	1.10	2.5	0.010	0.0100	0.002	0.0040	0.020	0.020	0.150	0.002	0.0015	比較鋼
f	0.070	0.90	2.2	0.010	0.0015	0.002	0.0003	0.025	0.025	0.170	0.002	0.0015	比較鋼
g	0.070	0.90	1.4	0.010	0.0020	0.002	0.0040	0.030	0.030	0.170	0.002	0.0007	比較鋼

表 2

鋼	式 1 右辺	式 2 右辺	式 3 右辺	式 4 左辺	式 5 中辺	式 6 左辺	式 7 左辺	析出物個数 個/mm ²	Ar ₃ ℃	備考
A	0.0017	0.0047	0.0031	1.31	1.39	-7815	522	2.1E+03	743	発明鋼
B	0.0018	0.0068	0.0030	1.39	1.41	-8184	516	4.3E+03	743	発明鋼
C	0.0014	0.0059	0.0027	1.51	1.47	-9779	524	3.7E+03	729	発明鋼
D	0.0018	0.0068	0.0034	1.07	1.18	-7342	468	3.8E+03	759	発明鋼
E	0.0012	0.0062	0.0034	0.43	1.33	-6840	489	3.9E+03	728	発明鋼
F	0.0012	0.0062	0.0034	0.94	1.44	-6589	493	3.9E+03	738	発明鋼
G	0.0013	0.0079	0.0031	1.38	1.33	-8238	487	5.1E+03	755	発明鋼
H	0.0018	0.0068	0.0030	1.37	0.92	-9691	480	4.3E+03	758	発明鋼
I	0.0010	0.0048	0.0038	0.57	1.68	-4940	493	3.1E+03	744	発明鋼
J	0.0018	0.0061	0.0025	3.36	1.64	-9419	615	3.7E+03	679	発明鋼
K	0.0018	0.0061	0.0028	1.47	1.54	-9582	507	4.0E+03	741	発明鋼
L	0.0008	0.0134	0.0038	0.67	1.05	-6447	496	9.4E+03	762	発明鋼
M	0.0048	0.0041	0.0034	1.21	1.26	-6840	484	4.5E+03	761	発明鋼
N	0.0008	0.0041	0.0030	3.06	1.54	-8686	484	1.7E+03	749	発明鋼
O	0.0014	0.0053	0.0030	1.27	0.94	-9188	472	3.2E+03	751	発明鋼
P	0.0017	0.0056	0.0029	1.17	1.61	-9134	496	3.6E+03	736	発明鋼
Q	0.0012	0.0062	0.0029	1.18	1.43	-9134	500	3.5E+03	737	発明鋼
R	0.0018	0.0053	0.0029	1.09	1.57	-8883	504	3.4E+03	707	発明鋼
S	0.0018	0.0044	0.0029	0.94	1.57	-8883	508	2.5E+03	718	発明鋼
T	0.0030	0.0052	0.0034	0.98	1.57	-6338	488	4.3E+03	747	発明鋼
U	0.0030	0.0045	0.0034	1.03	1.65	-6338	512	3.8E+03	748	発明鋼
V	0.0018	0.0054	0.0034	1.39	1.81	-6338	475	3.5E+03	771	発明鋼
W	0.0018	0.0068	0.0031	1.37	1.29	-8238	490	4.5E+03	754	発明鋼
X	0.0018	0.0041	0.0033	1.38	1.41	-7288	485	2.8E+03	755	発明鋼
Y	0.0018	0.0057	0.0033	0.90	1.60	-7288	473	4.0E+03	747	発明鋼
Z	0.0018	0.0061	0.0033	0.97	1.41	-7288	481	4.3E+03	747	発明鋼
a	0.0018	0.0056	0.0034	1.31	10.50	694	539	3.9E+03	712	比較鋼
b	0.0018	0.0068	0.0021	1.07	1.18	-13613	653	4.5E+03	673	比較鋼
c	0.0072	-0.0018	0.0034	1.08	1.41	-6840	476	1.5E+03	757	比較鋼
d	0.0018	0.0053	0.0030	0.27	1.33	-8686	492	3.6E+03	719	比較鋼
e	0.0018	0.0068	0.0030	1.17	1.47	-8435	488	8.3E+03	741	比較鋼
f	0.0018	0.0018	0.0034	0.97	1.65	-6338	476	3.0E+02	747	比較鋼
g	0.0008	0.0081	0.0054	0.97	1.65	-2755	372	4.7E+03	798	比較鋼

* 但し、Ar₃ = 896 - 509 (C%) + 26.9 (Si%) - 63.5 (Mn%) + 229 (P%)

表 3

鋼	仕上温度 ℃	冷却速度 ℃/s	空冷開始温度 ℃	空冷時間 s	捲取温度 ℃	引張強さ N/mm ²	伸び %	穴拡張 %	備考
A1	920	70	680	4	490	1050	14	64	発明鋼
A2	910	70	720	2	580	1095	15	52	発明鋼
A3	920	40	-	-	500	1067	14	69	発明鋼
A4	930	10	-	-	480	1057	9	41	比較鋼
B1	920	70	670	5	490	1044	14	64	発明鋼
B2	900	70	720	2	300	1019	14	65	発明鋼
B3	910	70	780	3	500	1061	10	63	比較鋼
B4	890	40	-	-	500	1073	14	65	発明鋼
C1	910	70	670	3	500	1053	12	62	発明鋼
C2	920	40	-	-	480	1055	12	67	発明鋼
D1	890	70	670	4	490	993	16	74	発明鋼
D2	930	70	680	3	550	1023	16	69	発明鋼
E1	930	70	670	3	500	1004	16	68	発明鋼
E2	920	40	-	-	480	1006	16	71	発明鋼
E3	920	70	720	3	620	1076	15	40	比較鋼
F1	910	70	680	3	500	1013	16	64	発明鋼
F2	910	40	-	-	500	1025	16	64	比較鋼
F3	890	70	630	4	500	1025	10	43	発明鋼
G1	920	70	680	3	500	1015	14	67	発明鋼
G2	920	70	-	-	480	1017	14	72	発明鋼
G3	930	40	-	-	620	1087	14	39	比較鋼
H1	910	70	690	3	480	1008	13	87	発明鋼
H2	900	40	-	-	480	1020	13	91	発明鋼
I1	920	70	680	3	520	1013	18	58	発明鋼
I2	910	40	-	-	500	1015	18	61	発明鋼
J1	880	70	670	4	500	1135	12	55	比較鋼
J2	870	10	-	-	500	1147	7	39	発明鋼
K1	910	70	670	4	450	1036	13	61	発明鋼
K2	890	70	680	4	550	1098	13	52	発明鋼
L1	890	70	670	3	500	1017	16	79	発明鋼
L2	910	40	-	-	550	1054	17	73	発明鋼
M1	890	70	670	3	480	1011	16	70	発明鋼
M2	890	50	680	3	500	1021	16	69	発明鋼
N1	880	70	680	3	500	1012	14	61	発明鋼
N2	890	30	-	-	500	1024	14	64	発明鋼

表 4 (表 3 の続き)

鋼	仕上温度 °C	冷却速度 °C/s	空冷開始温度 °C	空冷時間 s	捲取温度 °C	引張強さ N/mm ²	伸び %	穴拡張 %	備考
O1	920	70	670	5	500	999	14	87	発明鋼
O2	910	70	690	3	480	991	14	87	発明鋼
P1	890	70	680	3	480	1022	13	59	発明鋼
P2	900	70	700	4	500	1032	13	59	発明鋼
Q1	900	70	670	4	500	1026	13	64	発明鋼
Q2	890	150	660	5	480	1016	14	64	発明鋼
Q3	910	40	-	-	480	1028	13	69	発明鋼
Q4	920	40	-	-	200	993	14	40	比較鋼
R1	920	70	680	3	500	1020	14	60	発明鋼
R2	920	40	-	-	500	1032	14	66	発明鋼
S1	930	100	660	5	500	1028	14	60	発明鋼
S2	910	70	720	2	480	1018	14	60	発明鋼
T1	900	70	680	3	480	1012	16	59	発明鋼
T2	910	40	-	-	500	1034	16	60	発明鋼
U1	890	70	680	4	480	1036	16	58	発明鋼
U2	890	40	-	-	480	1048	16	60	発明鋼
V1	890	70	660	3	520	1003	16	56	発明鋼
V2	900	70	660	4	400	993	17	56	発明鋼
V3	890	40	-	-	550	1030	17	61	発明鋼
W1	920	70	700	3	500	1018	14	69	発明鋼
W2	930	70	660	3	580	1058	15	62	発明鋼
W3	910	40	-	-	480	1020	14	74	発明鋼
X1	900	70	690	3	500	1012	15	65	発明鋼
X2	930	70	-	-	480	1002	16	68	発明鋼
Y1	890	70	680	4	480	997	16	61	発明鋼
Y2	910	70	690	3	400	992	16	61	発明鋼
Z1	910	70	670	3	500	1005	15	65	発明鋼
Z2	910	70	680	3	400	995	16	66	発明鋼
a1	850	70	680	3	480	1067	7	10	比較鋼
b1	900	70	680	4	480	1178	5	51	比較鋼
c1	920	70	680	3	500	1001	16	45	比較鋼
d1	900	70	670	4	480	1009	6	68	比較鋼
e1	900	70	680	3	480	1014	14	43	比較鋼
f1	910	70	680	4	520	1000	17	39	比較鋼
g1	910	70	680	3	500	896	19	44	比較鋼

〔実施例 2〕

本発明鋼FMに係る実施例である。

表 5 および表 6 に示す成分組成および特性値の鋼を溶製し、常法に従い連続 casting でスラブとした。符号 A ～ Z が本発明に従った成分組成の鋼で、符号 a の鋼は C 添加量、b の鋼は Mn 添加量、c の鋼は O 添加量、e の鋼は S 添加量、f の鋼は Mg 添加量が、本発明の範囲外である。

また、b の鋼は式 (3) と式 (8)、c の鋼は式 (1) と式 (2)、d の鋼は式 (4)、e の鋼は式 (2) と式 (3)、f の鋼は式 (1) が、本発明の範囲外である。また、f と g の鋼は、析出物個数が本発明の範囲外である。

これらの鋼を、加熱炉中で 1200℃ 以上の温度で加熱し、熱間圧延にて板厚 2.6 ～ 3.2mm の熱延鋼板とした。熱延条件については、表 7 および表 8 に示す。

表 7 および表 8 において、A 4、J 2 は冷却速度、B 3 と F 3 は空冷開始温度、E 3、G 3 および Q 4 は巻取り温度が、それぞれ、本発明の範囲外である。

このようにして得た熱延鋼板について、J I S 5 号片による引張試験、および、穴引き試験を行った。穴引き性 (λ) は径 10mm の打抜き穴を 60° 円錐ポンチにて押し引き、クラックが板厚を貫通した時点での穴径 (d) と初期穴径 (d_0 : 10mm) から、 $\lambda = (d - d_0) / d_0 \times 100$ で評価した。

各試験片の TS、E1、 λ を表 7 および表 8 に示す。図 3 に強度と伸びの関係を、図 4 に強度と穴引き率 (比) の関係を示す。本発明鋼は、比較鋼と比べ、伸び又は穴引き率 (比)、又は、両方の特性において優れていることがわかる。

また、表 9 と図 5 は、短径 (d_s) と長径 (d_l) の比 (d_s / d_l) が

0.1を超える割合と伸びの関係を示したものである。この割合が80%以上あると、安定して高い伸びが得られることがわかる。

また、表10と図6は、フェライト結晶粒の中で、 $2\mu\text{m}$ 以上のフェライト粒の割合と伸びの関係を示したものである。この割合が80%以上あると、安定して高い伸びが得られることがわかる。

このように、本発明により、穴抜け率、延性ともに優れた高強度熱延鋼板を得ることができる。

表 5

表5												
鋼	質量%											備考
	C	Si	Mn	P	S	N	Mg	Al	Nb	Ti	Ca	
A	0.060	0.88	1.2	0.018	0.0030	0.003	0.0030	0.040	0.000	0.025	-	0.0015
B	0.055	0.87	1.2	0.011	0.0023	0.003	0.0040	0.028	0.000	0.020	-	0.0007
C	0.060	0.80	1.2	0.015	0.0040	0.003	0.0020	0.005	0.000	0.020	-	0.0015
D	0.060	0.85	1.1	0.005	0.0020	0.004	0.0040	0.002	0.000	0.025	-	0.0015
E	0.060	0.03	1.2	0.006	0.0028	0.004	0.0023	0.180	0.000	0.025	-	0.0010
F	0.065	0.50	1.2	0.006	0.0028	0.004	0.0023	0.200	0.000	0.025	-	0.0010
G	0.060	1.60	1.5	0.011	0.0015	0.003	0.0030	0.042	0.000	0.020	-	0.0015
H	0.060	0.90	1.4	0.007	0.0037	0.003	0.0035	0.032	0.000	0.020	-	0.0015
I	0.070	1.00	1.3	0.010	0.0044	0.004	0.0017	0.032	0.000	0.030	-	0.0008
J	0.170	1.00	3.3	0.030	0.0018	0.002	0.0035	1.300	0.000	0.025	-	0.0015
K	0.060	1.30	2.0	0.020	0.0030	0.003	0.0035	0.034	0.000	0.025	-	0.0015
L	0.065	0.50	0.7	0.012	0.0085	0.002	0.0080	0.030	0.000	0.035	-	0.0007
M	0.060	1.20	1.4	0.015	0.0030	0.002	0.0050	0.005	0.000	0.190	-	0.0040
N	0.060	1.40	1.5	0.012	0.0020	0.003	0.0010	0.800	0.000	0.020	-	0.0007
O	0.070	1.20	1.4	0.011	0.0030	0.002	0.0025	0.030	0.000	0.020	0.002	0.0012
P	0.130	0.92	1.6	0.006	0.0035	0.004	0.0023	0.030	0.020	0.000	0.002	0.0014
Q	0.060	1.00	1.6	0.015	0.0035	0.005	0.0017	0.037	0.010	0.010	-	0.0010
R	0.080	0.10	1.6	0.011	0.0040	0.001	0.0029	0.450	0.000	0.025	0.002	0.0015
S	0.050	0.50	1.6	0.015	0.0030	0.002	0.0022	0.200	0.000	0.025	-	0.0015
T	0.060	0.90	1.4	0.012	0.0030	0.002	0.0040	0.035	0.000	0.020	-	0.0025
U	0.035	0.95	1.4	0.012	0.0030	0.002	0.0035	0.035	0.000	0.025	-	0.0025
V	0.040	1.00	1.5	0.070	0.0030	0.002	0.0030	0.040	0.000	0.020	0.002	0.0015
W	0.060	1.00	1.2	0.008	0.0025	0.003	0.0040	0.034	0.000	0.020	-	0.0015
X	0.060	1.20	0.8	0.017	0.0030	0.003	0.0020	0.080	0.000	0.020	0.002	0.0015
Y	0.065	0.90	1.2	0.017	0.0030	0.002	0.0032	0.000	0.000	0.025	-	0.0015
Z	0.060	0.90	1.9	0.016	0.0030	0.002	0.0035	0.033	0.000	0.025	-	0.0015
a	0.210	0.80	1.4	0.120	0.0030	0.002	0.0031	0.005	0.000	0.020	0.002	0.0015
b	0.060	0.80	3.6	0.020	0.0025	0.002	0.0040	0.030	0.000	0.020	-	0.0015
c	0.060	1.00	1.2	0.020	0.0030	0.002	0.0030	0.035	0.000	0.020	-	0.0060
d	0.055	0.20	1.1	0.020	0.0040	0.002	0.0029	0.030	0.000	0.020	-	0.0015
e	0.056	0.80	1.1	0.020	0.0100	0.002	0.0040	0.030	0.000	0.020	-	0.0015
f	0.060	0.80	1.2	0.020	0.0015	0.002	0.0003	0.030	0.000	0.020	0.002	0.0015
g	0.060	0.90	1.2	0.020	0.0040	0.002	0.0010	0.030	0.000	0.020	0.002	0.0007

表 6

鋼	式 1 右辺	式 2 右辺	式 3 右辺	式 4 左辺	式 8 中辺	析出物個数 個/mm ²	Ar ₃ °C	備考
A	0.0018	0.0054	0.0061	0.97	-33	3.8E+03	815	発明鋼
B	0.0008	0.0081	0.0061	0.93	-35	4.8E+03	816	発明鋼
C	0.0018	0.0041	0.0063	0.81	-47	3.3E+03	814	発明鋼
D	0.0018	0.0068	0.0068	0.85	-33	4.3E+03	819	発明鋼
E	0.0012	0.0053	0.0061	0.43	-89	3.2E+03	790	発明鋼
F	0.0012	0.0053	0.0061	0.94	-36	3.2E+03	800	発明鋼
G	0.0018	0.0054	0.0050	1.69	17	3.0E+03	815	発明鋼
H	0.0018	0.0061	0.0054	0.97	-49	4.6E+03	802	発明鋼
I	0.0010	0.0048	0.0058	1.07	-32	3.5E+03	807	発明鋼
J	0.0018	0.0061	0.0023	3.86	43	3.7E+03	633	発明鋼
K	0.0018	0.0061	0.0038	1.37	-64	4.3E+03	778	発明鋼
L	0.0008	0.0134	0.0107	0.57	-27	1.2E+04	835	発明鋼
M	0.0048	0.0041	0.0054	1.21	-24	4.5E+03	812	発明鋼
N	0.0008	0.0041	0.0050	3.16	173	1.7E+03	810	発明鋼
O	0.0014	0.0053	0.0054	1.27	-21	3.4E+03	806	発明鋼
P	0.0017	0.0047	0.0047	0.99	-87	3.4E+03	754	発明鋼
Q	0.0012	0.0045	0.0047	1.08	-56	3.0E+03	794	発明鋼
R	0.0018	0.0053	0.0047	1.09	-61	4.2E+03	759	発明鋼
S	0.0018	0.0044	0.0047	0.94	-68	3.0E+03	786	発明鋼
T	0.0030	0.0052	0.0054	0.98	-48	4.3E+03	804	発明鋼
U	0.0030	0.0045	0.0054	1.03	-36	3.8E+03	817	発明鋼
V	0.0018	0.0054	0.0050	1.09	-40	3.8E+03	823	発明鋼
W	0.0018	0.0068	0.0063	1.07	-19	4.5E+03	818	発明鋼
X	0.0018	0.0041	0.0094	1.38	51	2.8E+03	851	発明鋼
Y	0.0018	0.0057	0.0063	0.90	-39	4.0E+03	815	発明鋼
Z	0.0018	0.0061	0.0039	0.97	-96	4.3E+03	773	発明鋼
a	0.0018	0.0056	0.0054	0.81	-111	3.9E+03	749	比較鋼
b	0.0018	0.0068	0.0021	0.87	-269	4.5E+03	663	比較鋼
c	0.0072	-0.0018	0.0063	1.08	-19	1.5E+03	821	比較鋼
d	0.0018	0.0053	0.0068	0.27	-93	4.2E+03	808	比較鋼
e	0.0018	0.0068	0.0068	0.87	-30	8.3E+03	824	比較鋼
f	0.0018	0.0018	0.0063	0.87	-41	2.0E+02	815	比較鋼
g	0.0008	0.0041	0.0063	0.97	-31	2.5E+02	818	比較鋼

* 但し、Ar₃ = 896 - 509 (C%) + 26.9 (Si%) - 63.5 (Mn%) + 229 (P%)

表 7

鋼	仕上温度 ℃	冷却速度 ℃/s	空冷開始温度 ℃	空冷時間 s	捲取温度 ℃	引張強さ N/mm ²	伸び %	六捻げ %	備考
A1	920	70	680	4	100	608	33	80	発明鋼
A2	910	70	720	2	250	588	31	98	発明鋼
A3	920	40	-	-	100	618	30	83	発明鋼
A4	930	10	-	-	100	608	25	50	比較鋼
B1	920	70	670	5	100	603	32	81	発明鋼
B2	900	70	720	2	250	593	31	97	発明鋼
B3	910	70	780	3	100	608	25	74	比較鋼
B4	890	40	-	-	100	608	31	84	発明鋼
C1	910	70	670	3	100	578	33	85	発明鋼
C2	920	40	-	-	100	590	31	86	発明鋼
D1	890	70	670	4	100	606	32	84	発明鋼
D2	930	70	680	3	250	591	31	98	発明鋼
E1	930	70	670	3	100	548	34	89	発明鋼
E2	920	40	-	-	100	558	33	91	発明鋼
E3	920	70	720	3	350	533	25	106	比較鋼
F1	910	70	680	3	100	584	33	84	発明鋼
F2	910	40	-	-	100	596	31	86	発明鋼
F3	890	70	630	4	100	584	25	55	比較鋼
G1	920	70	680	3	100	791	25	54	発明鋼
G2	920	70	-	-	100	803	23	56	発明鋼
G3	930	40	-	-	350	783	20	70	比較鋼
H1	910	70	690	3	100	607	32	81	発明鋼
H2	900	40	-	-	100	619	30	82	発明鋼
I1	920	70	680	3	100	619	32	79	発明鋼
I2	910	40	-	-	100	631	30	81	発明鋼
J1	880	70	670	4	100	973	19	29	発明鋼
J2	870	10	-	-	100	985	13	15	比較鋼
K1	910	70	670	4	100	738	27	65	発明鋼
K2	890	70	680	4	250	723	26	79	発明鋼
L1	890	70	670	3	100	583	33	84	発明鋼
L2	910	40	-	-	250	568	32	101	発明鋼
M1	890	70	670	3	100	945	20	32	発明鋼
M2	890	50	680	3	100	945	20	32	発明鋼
N1	880	70	680	3	100	673	30	71	発明鋼
N2	890	30	-	-	100	685	27	73	発明鋼

表 8 (表 7 の続き)

鋼	仕上温度 °C	冷却速度 °C/s	空冷開始温度 °C	空冷時間 s	捲取温度 °C	引張強さ N/mm ²	伸び %	穴拡張 %	備考
O1	920	70	670	5	100	642	32	70	発明鋼
O2	910	70	690	3	100	642	31	76	発明鋼
P1	890	70	680	3	100	676	30	74	発明鋼
P2	900	70	700	4	100	676	30	72	発明鋼
Q1	900	70	670	4	100	641	31	73	発明鋼
Q2	890	150	660	5	100	641	32	72	発明鋼
Q3	910	40	-	-	100	653	29	77	発明鋼
Q4	920	40	-	-	350	611	23	95	比較鋼
R1	920	70	680	3	100	779	26	53	発明鋼
R2	920	40	-	-	100	791	24	59	発明鋼
S1	930	100	660	5	100	609	33	77	発明鋼
S2	910	70	720	2	100	609	30	84	発明鋼
T1	900	70	680	3	100	615	32	79	発明鋼
T2	910	40	-	-	100	627	30	81	発明鋼
U1	890	70	680	4	100	616	32	79	発明鋼
U2	890	40	-	-	100	628	30	78	発明鋼
V1	890	70	660	3	100	622	31	96	発明鋼
V2	900	70	660	4	250	602	30	81	発明鋼
V3	890	40	-	-	100	630	32	80	発明鋼
W1	920	70	700	3	100	610	32	98	発明鋼
W2	930	70	660	3	250	590	31	87	発明鋼
W3	910	40	-	-	100	602	31	85	発明鋼
X1	900	70	690	3	100	582	33	84	発明鋼
X2	930	70	-	-	100	587	31	81	発明鋼
Y1	890	70	680	4	100	609	32	98	発明鋼
Y2	910	70	690	3	250	589	31	71	発明鋼
Z1	910	70	670	3	100	670	30	90	発明鋼
Z2	910	70	680	3	250	645	29	90	発明鋼
a1	850	70	680	3	100	683	20	40	比較鋼
b1	900	70	680	4	100	815	18	51	比較鋼
c1	920	70	680	3	100	604	31	40	比較鋼
d1	900	70	670	4	100	523	25	92	比較鋼
e1	900	70	680	3	100	493	34	45	比較鋼
f1	910	70	680	4	100	608	29	50	比較鋼
g1	910	70	680	3	100	516	33	50	比較鋼

表 9

鋼	仕上温度 ℃	冷却速度 ℃/s	空冷開始温度 ℃	空冷時間 s	捲取温度 ℃	引張強さ N/mm ²	ds/dl ≥ 0.1 の割合	伸び %	穴拡張 %	備考
A1	920	70	680	4	100	608	91%	33	80	発明鋼
A5	920	70	780	4	100	609	40%	24	80	比較鋼
A6	920	70	760	4	100	610	70%	25	80	比較鋼
A7	920	70	740	4	100	605	82%	32	81	発明鋼
A8	920	80	720	4	100	605	88%	33	81	発明鋼
A9	920	80	700	4	100	606	90%	33	81	発明鋼
A10	920	80	660	4	100	611	92%	33	80	発明鋼

表 10

鋼	仕上温度 ℃	冷却速度 ℃/s	空冷開始温度 ℃	空冷時間 s	捲取温度 ℃	引張強さ N/mm ²	2 μm以上の フェライト粒割合	伸び %	穴拡張 %	備考
B1	920	70	670	5	100	603	88	32	81	発明鋼
B5	860	70	670	4	100	603	50	25	81	比較鋼
B6	880	70	670	4	100	601	68	26	81	比較鋼
B7	880	70	730	4	100	600	83	32	81	発明鋼
B8	920	70	730	5	100	603	90	33	81	発明鋼
B9	960	80	670	6	100	605	93	33	81	発明鋼
B10	960	80	730	6	100	605	94	33	81	発明鋼

〔実施例 3〕

本発明鋼板FBに係る実施例である。

表11および表12に示す成分組成および特性値の鋼を溶製し、常法に従い連続鑄造でスラブとした。符号A～Zが本発明に従った成分組成の鋼で、符号aの鋼はC添加量、bの鋼はMn添加量、cの鋼はO添加量、eの鋼はS添加量、fの鋼はMg添加量が、本発明の範囲外である。

また、bの鋼は式(3)と式(8)、cの鋼は式(1)と式(2)、dの鋼は式(4)と式(8)、eの鋼は式(2)と式(3)、fの鋼は式(1)が、本発明の範囲外である。また、f、gの鋼は、析出物個数が本発明の範囲外である。

これらの鋼を加熱炉中で1200℃以上の温度で加熱し、熱間圧延にて板厚2.6～3.2mmの熱延鋼板とした。熱延条件については、表13および表14に示す。

表13および表14において、A4、J2は冷却速度、B3とF3は空冷開始温度、E3、G3およびQ4は、巻取り温度が、それぞれ、本発明の範囲外である。

このようにして得た熱延鋼板について、JIS5号片による引張り試験、および、穴抜け試験を行った。穴抜け性(λ)は径10mmの打抜き穴を60°円錐ポンチにて押し抜け、クラックが板厚を貫通した時点での穴径(d)と初期穴径(d_0 :10mm)から、 $\lambda = (d - d_0) / d_0 \times 100$ で評価した。

各試験片のTS、El、 λ を表13および表14に示す。図7に強度と伸びの関係を、図8に強度と穴抜け率の関係を示す。本発明鋼は、比較鋼と比べ、伸び又は穴抜け率(比)、又は、両方の特性において優れていることがわかる。

また、表15と図9は、短径(d_s)と長径(d_l)の比(d_s/d_l)が

0.1を超える割合と伸びの関係を示したものである。この割合が80%以上であると、安定して高い伸びが得られることがわかる。また、表16と図10は、フェライト結晶粒のなかで、2 μ m以上の粒径を持つ割合と伸びの関係を示したものである。この割合が80%以上あると、安定して高い伸びが得られることがわかる。

このように、本発明により、穴拡張率、延性ともに優れた高強度薄鋼板が得られる。

表 11

鋼	質量%											備考
	C	Si	Mn	P	S	N	Mg	Al	Nb	Ti	Ca	0
A	0.039	0.92	1.2	0.006	0.0028	0.004	0.0023	0.030	0.037	0.124	-	0.0014
B	0.030	1.00	1.3	0.009	0.0032	0.005	0.0017	0.037	0.022	0.152	-	0.0010
C	0.032	1.00	1.2	0.015	0.0040	0.003	0.0020	0.005	0.028	0.150	-	0.0015
D	0.040	0.90	1.4	0.005	0.0020	0.004	0.0040	0.002	0.042	0.140	-	0.0015
E	0.039	0.03	1.2	0.006	0.0028	0.004	0.0023	0.180	0.037	0.124	-	0.0010
F	0.039	0.50	1.2	0.006	0.0028	0.004	0.0023	0.200	0.037	0.124	-	0.0010
G	0.040	0.95	2.0	0.008	0.0019	0.002	0.0044	0.036	0.036	0.081	-	0.0011
H	0.035	0.90	2.0	0.007	0.0037	0.003	0.0035	0.033	0.032	0.083	-	0.0015
I	0.030	1.00	1.3	0.010	0.0044	0.004	0.0017	0.032	0.028	0.160	-	0.0008
J	0.170	0.50	3.3	0.030	0.0018	0.002	0.0035	1.300	0.035	0.100	0.003	0.0015
K	0.050	1.30	2.0	0.020	0.0030	0.003	0.0035	0.034	0.030	0.050	-	0.0015
L	0.030	0.60	0.7	0.012	0.0085	0.003	0.0080	0.030	0.035	0.090	0.002	0.0007
M	0.060	1.20	1.4	0.015	0.0030	0.002	0.0050	0.005	0.030	0.190	-	0.0040
N	0.050	1.40	1.5	0.012	0.0020	0.003	0.0010	0.800	0.035	0.090	-	0.0007
O	0.040	1.20	1.4	0.011	0.0030	0.002	0.0025	0.030	0.000	0.170	0.002	0.0012
P	0.130	0.92	1.6	0.006	0.0035	0.004	0.0023	0.030	0.037	0.124	0.002	0.0014
Q	0.030	1.00	1.6	0.009	0.0035	0.005	0.0017	0.037	0.020	0.140	-	0.0010
R	0.039	0.10	1.6	0.006	0.0040	0.002	0.0029	0.450	0.030	0.120	0.002	0.0015
S	0.030	0.50	1.6	0.009	0.0030	0.002	0.0022	0.200	0.035	0.120	-	0.0015
T	0.030	0.70	1.2	0.008	0.0030	0.002	0.0040	0.035	0.015	0.060	0.002	0.0025
U	0.035	0.95	1.4	0.008	0.0030	0.002	0.0035	0.035	0.030	0.130	0.002	0.0025
V	0.040	1.00	1.5	0.070	0.0030	0.002	0.0030	0.040	0.035	0.120	0.002	0.0015
W	0.035	1.00	0.8	0.008	0.0025	0.003	0.0040	0.034	0.015	0.080	-	0.0015
X	0.040	1.20	0.8	0.017	0.0030	0.003	0.0020	0.080	0.030	0.100	0.002	0.0015
Y	0.030	0.90	1.2	0.017	0.0030	0.002	0.0032	0.000	0.030	0.150	-	0.0015
Z	0.030	0.90	1.9	0.016	0.0030	0.002	0.0035	0.033	0.025	0.110	-	0.0015
a	0.210	1.30	1.4	0.120	0.0030	0.002	0.0031	0.005	0.015	0.080	0.002	0.0015
b	0.040	1.00	3.6	0.020	0.0025	0.002	0.0040	0.030	0.015	0.060	-	0.0015
c	0.030	1.00	1.5	0.020	0.0030	0.002	0.0030	0.035	0.035	0.140	0.002	0.0060
d	0.040	0.20	1.4	0.010	0.0040	0.002	0.0029	0.030	0.030	0.150	0.002	0.0015
e	0.040	1.10	1.4	0.010	0.0100	0.002	0.0040	0.030	0.020	0.150	0.002	0.0015
f	0.035	0.90	1.4	0.010	0.0015	0.002	0.0003	0.030	0.025	0.120	0.002	0.0015
g	0.035	0.90	1.4	0.010	0.0040	0.002	0.0010	0.030	0.030	0.140	0.002	0.0007
比較鋼												
比較鋼												
比較鋼												
比較鋼												
比較鋼												
比較鋼												
比較鋼												

表 1 2

鋼	式 1 右辺	式 2 右辺	式 3 右辺	式 4 左辺	式 8 中辺	析出物個数 個/mm ²	Ar ₃ ℃	備考
A	0.0017	0.0047	0.0061	0.99	-24	3.0E+03	825	発明鋼
B	0.0012	0.0045	0.0058	1.08	-19	2.8E+03	827	発明鋼
C	0.0018	0.0041	0.0063	1.01	-17	3.3E+03	834	発明鋼
D	0.0018	0.0068	0.0056	0.90	-45	4.3E+03	815	発明鋼
E	0.0012	0.0053	0.0061	0.43	-83	3.2E+03	801	発明鋼
F	0.0012	0.0053	0.0061	0.94	-29	3.2E+03	813	発明鋼
G	0.0013	0.0079	0.0038	1.03	-94	4.8E+03	776	発明鋼
H	0.0018	0.0061	0.0038	0.97	-98	4.6E+03	777	発明鋼
I	0.0010	0.0048	0.0058	1.07	-20	3.5E+03	827	発明鋼
J	0.0018	0.0061	0.0023	3.36	-9	3.7E+03	620	発明鋼
K	0.0018	0.0061	0.0038	1.37	-61	4.3E+03	783	発明鋼
L	0.0008	0.0134	0.0107	0.67	-6	1.2E+04	855	発明鋼
M	0.0048	0.0041	0.0054	1.21	-24	4.5E+03	812	発明鋼
N	0.0008	0.0041	0.0050	3.16	176	1.7E+03	815	発明鋼
O	0.0014	0.0053	0.0054	1.27	-12	3.4E+03	821	発明鋼
P	0.0017	0.0047	0.0047	0.99	-87	3.0E+03	754	発明鋼
Q	0.0012	0.0045	0.0047	1.08	-47	3.0E+03	808	発明鋼
R	0.0018	0.0053	0.0047	1.09	-48	4.2E+03	779	発明鋼
S	0.0018	0.0044	0.0047	0.94	-62	3.0E+03	795	発明鋼
T	0.0030	0.0052	0.0063	0.78	-41	4.3E+03	825	発明鋼
U	0.0030	0.0045	0.0054	1.03	-36	3.8E+03	816	発明鋼
V	0.0018	0.0054	0.0050	1.09	-40	3.8E+03	823	発明鋼
W	0.0018	0.0068	0.0094	1.07	26	4.5E+03	856	発明鋼
X	0.0018	0.0041	0.0094	1.38	57	2.8E+03	861	発明鋼
Y	0.0018	0.0057	0.0063	0.90	-29	4.0E+03	832	発明鋼
Z	0.0018	0.0061	0.0039	0.97	-87	4.3E+03	788	発明鋼
a	0.0018	0.0056	0.0054	1.31	-58	3.9E+03	762	比較鋼
b	0.0018	0.0068	0.0021	1.07	-242	4.5E+03	678	比較鋼
c	0.0072	-0.0018	0.0050	1.08	-38	1.5E+03	817	比較鋼
d	0.0018	0.0053	0.0054	0.27	-117	4.2E+03	794	比較鋼
e	0.0018	0.0068	0.0054	1.17	-23	8.3E+03	818	比較鋼
f	0.0018	0.0018	0.0054	0.97	-42	4.5E+02	816	比較鋼
g	0.0008	0.0041	0.0054	0.97	-42	2.5E+02	816	比較鋼

* 但し、Ar₃ = 896 - 509 (C%) + 26.9 (Si%) - 63.5 (Mn%) + 229 (P%)

表 13

鋼	仕上温度 °C	冷却速度 °C/s	空冷開始温度 °C	空冷時間 s	捲取温度 °C	引張強さ N/mm ²	伸び %	穴上げ %	備考
A1	920	70	680	4	490	801	24	112	発明鋼
A2	910	70	720	2	580	846	21	101	発明鋼
A3	920	40	-	-	500	818	22	120	発明鋼
A4	930	10	-	-	480	808	18	80	比較鋼
B1	920	70	670	5	490	820	23	110	発明鋼
B2	900	70	720	2	300	795	25	107	発明鋼
B3	910	70	780	3	500	837	16	102	比較鋼
B4	890	40	-	-	500	849	21	110	発明鋼
C1	910	70	670	3	500	811	23	111	発明鋼
C2	920	40	-	-	480	813	22	121	発明鋼
D1	890	70	670	4	490	863	21	104	発明鋼
D2	930	70	680	3	550	893	21	94	発明鋼
E1	930	70	670	3	500	738	25	121	発明鋼
E2	920	40	-	-	480	740	24	128	発明鋼
E3	920	70	720	3	620	810	22	50	比較鋼
F1	910	40	680	3	500	771	24	116	発明鋼
F2	910	40	-	-	500	783	23	124	比較鋼
F3	890	70	630	4	500	783	18	100	発明鋼
G1	920	70	680	3	500	806	22	112	発明鋼
G2	920	70	-	-	480	808	22	121	比較鋼
G3	930	40	-	-	620	878	20	60	発明鋼
H1	910	70	690	3	480	772	24	116	発明鋼
H2	900	40	-	-	480	784	23	124	発明鋼
I1	920	70	680	3	520	834	22	108	発明鋼
I2	910	40	-	-	500	836	21	118	発明鋼
J1	880	70	670	4	500	990	17	88	比較鋼
J2	870	10	-	-	500	1002	13	40	発明鋼
K1	910	70	670	4	450	782	24	124	発明鋼
K2	890	70	680	4	550	802	23	106	発明鋼
L1	890	70	670	3	500	590	30	140	発明鋼
L2	910	40	-	-	550	627	28	129	発明鋼
M1	890	70	670	3	480	983	18	89	発明鋼
M2	890	50	680	3	500	993	17	87	発明鋼
N1	880	70	680	3	500	810	23	111	発明鋼
N2	890	30	-	-	500	822	22	120	発明鋼

表14 (表13の続き)

鋼	仕上温度 °C	冷却速度 °C/s	空冷開始温度 °C	空冷時間 s	捲取温度 °C	引張強さ N/mm ²	伸び %	穴拡げ %	備考
01	920	70	670	5	500	830	24	103	発明鋼
02	910	70	690	3	480	820	23	110	発明鋼
P1	890	70	680	3	480	873	21	106	発明鋼
P2	900	70	700	4	500	883	21	103	発明鋼
Q1	900	70	670	4	500	817	23	107	発明鋼
Q2	890	150	660	5	480	807	24	108	発明鋼
Q3	910	40	-	-	480	819	22	119	発明鋼
Q4	920	40	-	-	200	769	23	60	比較鋼
R1	920	70	680	3	500	738	25	118	発明鋼
R2	920	40	-	-	500	750	24	128	発明鋼
S1	930	100	660	5	500	787	25	111	発明鋼
S2	910	70	720	2	480	777	23	124	発明鋼
T1	900	70	680	3	500	608	30	138	発明鋼
T2	910	40	-	-	500	630	28	140	発明鋼
U1	890	70	680	4	480	809	23	111	発明鋼
U2	890	40	-	-	480	821	22	118	発明鋼
V1	890	70	660	3	520	818	23	110	発明鋼
V2	900	70	660	4	400	798	23	122	発明鋼
V3	890	40	-	-	550	845	21	117	発明鋼
W1	920	70	700	3	500	820	23	110	発明鋼
W2	930	70	660	3	580	860	22	99	発明鋼
W3	910	40	-	-	480	822	22	122	発明鋼
X1	900	70	690	3	500	812	23	112	発明鋼
X2	930	70	-	-	480	802	22	119	発明鋼
Y1	890	70	680	4	480	821	23	111	発明鋼
Y2	910	70	690	3	400	811	22	120	発明鋼
Z1	910	70	670	3	500	801	23	112	発明鋼
Z2	910	70	680	3	400	791	23	126	発明鋼
a1	850	70	680	3	480	795	15	60	比較鋼
b1	900	70	680	4	480	859	12	105	比較鋼
c1	920	70	680	3	500	850	21	50	比較鋼
d1	900	70	670	4	480	782	15	115	比較鋼
e1	900	70	680	3	480	749	24	70	比較鋼
f1	910	70	680	4	520	788	22	78	比較鋼
g1	910	70	680	3	500	812	21	75	比較鋼

表 15

鋼	仕上温度 ℃	冷却速度 ℃/s	空冷開始温度 ℃	空冷時間 s	捲取温度 ℃	引張強さ N/mm ²	ds/dI ≥ 0.1 の割合	伸び %	穴拡張 %	備考
A1	920	70	680	4	490	801	91%	24	112	発明鋼
A5	920	70	780	4	490	801	30%	15	112	比較鋼
A6	920	70	760	4	480	796	60%	16	113	比較鋼
A7	920	70	740	4	500	806	82%	23	112	発明鋼
A8	920	80	720	4	500	806	88%	24	112	発明鋼
A9	920	80	700	4	490	801	90%	24	112	発明鋼
A10	920	80	660	4	490	801	92%	24	112	発明鋼

表 16

鋼	仕上温度 ℃	冷却速度 ℃/s	空冷開始温度 ℃	空冷時間 s	捲取温度 ℃	引張強さ N/mm ²	2μm以上の フェライト割合	伸び %	穴拡張 %	備考
B1	920	70	670	5	490	820	85%	23	110	発明鋼
B5	860	70	670	4	490	820	60%	15	110	比較鋼
B6	860	70	700	4	500	825	70%	16	109	比較鋼
B7	880	70	730	4	490	820	83%	23	110	発明鋼
B8	920	70	730	5	500	825	90%	23	109	発明鋼
B9	960	80	670	6	500	825	93%	23	109	発明鋼
B10	960	80	730	6	490	820	94%	24	110	発明鋼

〔産業上の利用可能性〕

本発明によれば、強度レベルが 590 N/mm^2 、さらには、 980 N/mm^2 以上の高強度鋼板において、従来にない伸び－延性バランスを有した高強度薄鋼板を供給できる。したがって、本発明は高強度鋼板を基材とする産業において極めて有用なものである。

請 求 の 範 囲

1. 質量%で、
 C : 0.01%以上、0.20%以下、
 Si : 1.5%以下、
 Al : 1.5%以下、
 Mn : 0.5%以上、3.5%以下、
 P : 0.2%以下、
 S : 0.0005%以上、0.009%以下、
 N : 0.009%以下、
 Mg : 0.0006%以上、0.01%以下、
 O : 0.005%以下、

および

Ti : 0.01%以上、0.20%以下、
 Nb : 0.01%以上、0.10%以下、

の1種または2種を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、かつMn%、Mg%、S%およびO%が、式(1)～(3)を満たすとともに、鋼組織が、フェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上を主体とした組織であることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$[\text{Mg}\%] \geq ([\text{O}\%] / 16 \times 0.8) \times 24 \quad \dots (1)$$

$$[\text{S}\%] \leq ([\text{Mg}\%] / 24 - [\text{O}\%] / 16 \times 0.8 + 0.00012) \times 32 \quad \dots (2)$$

$$[\text{S}\%] \leq 0.0075 / [\text{Mn}\%] \quad \dots (3)$$

2. 更に、MgO、MgSおよび(Nb、Ti)Nの複合析出物において、 $0.05 \mu\text{m}$ 以上、 $3.0 \mu\text{m}$ 以下の析出物が、1平方mmあたり 5.0×10^2 個以上、 1.0×10^7 個以下含むことを特徴とする請求の範囲1に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

3. 質量%で、更に、Al%およびSi%が式(4)を満たすことを特徴とする請求の範囲1に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$[\text{Si}\%] + 2.2 \times [\text{Al}\%] \geq 0.35 \quad \dots (4)$$

4. 質量%で、更に、Al%およびSi%が式(4)を満たすことを特徴とする請求の範囲2に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$[\text{Si}\%] + 2.2 \times [\text{Al}\%] \geq 0.35 \quad \dots (4)$$

5. 質量%で、更に、Ti%、C%、Mn%およびNb%が、式(5)～(7)を満たすとともに、鋼組織が、ベイナイトを主体とした組織で、強度が980N/mm²超であることを特徴とする請求の範囲1～4のいずれか1項に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$0.9 \leq 48/12 \times [\text{C}\%] / [\text{Ti}\%] < 1.7 \quad \dots (5)$$

$$50227 \times [\text{C}\%] - 4479 \times [\text{Mn}\%] > -9860 \quad \dots (6)$$

$$811 \times [\text{C}\%] + 135 \times [\text{Mn}\%] + 602 \times [\text{Ti}\%] + 794 \times [\text{Nb}\%] > 465 \quad \dots (7)$$

6. 質量%で、更に、C%、Si%、Al%およびMn%が、式(8)を満たすとともに、鋼組織が、フェライトとマルテンサイトを主体とした組織で、強度が590N/mm²超であることを特徴とする請求の範囲1～4のいずれか1項に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$-100 \leq -300[\text{C}\%] + 105[\text{Si}\%] - 95[\text{Mn}\%] + 233[\text{Al}\%] \quad \dots (8)$$

7. 前記鋼組織の結晶粒において、短径(ds)と長径(dl)の比(ds/dl)が0.1以上である結晶粒が80%以上存在することを特徴とする請求の範囲6に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

8. 前記鋼組織のフェライトの結晶粒において、粒径 $2\ \mu\text{m}$ 以上の結晶粒が80%以上存在することを特徴とする請求の範囲7に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

9. 質量%で、更に、C%、Si%、Mn%およびAl%が、式(8)を満たすとともに、鋼組織がフェライトとベイナイトを主体とした組織で、強度が $590\text{N}/\text{mm}^2$ 超であることを特徴とする請求の範囲1～4のいずれか1項に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$-100 \leq -300[\text{C}\%] + 105[\text{Si}\%] - 95[\text{Mn}\%] + 233[\text{Al}\%] \quad \dots (8)$$

10. 前記鋼組織の結晶粒において、短径(d_s)と長径(d_l)の比(d_s/d_l)が0.1以上である結晶粒が80%以上存在することを特徴とする請求の範囲9に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

11. 前記鋼組織のフェライトの結晶粒において、粒径 $2\ \mu\text{m}$ 以上の結晶粒が80%以上存在することを特徴とする請求の範囲10に記載の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

12. 請求の範囲1～4のいずれか1項に記載した成分組成の鋼を、 A_{r3} 変態点以上の圧延終了温度で圧延を終了し、引続き、 $20^\circ\text{C}/\text{s}_{\text{ec}}$ 以上の冷却速度で冷却し、 300°C 未満で捲取り、鋼組織がフェライトとマルテンサイトを主体とした組織で、強度が $590\text{N}/\text{mm}^2$ 超の高強度薄鋼板を製造することを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板の製造方法。

13. 請求の範囲1～4のいずれか1項に記載した成分組成の鋼を、 A_{r3} 変態点以上の圧延終了温度で圧延を終了し、引続き、 $20^\circ\text{C}/\text{s}_{\text{ec}}$ 以上の冷却速度で $650^\circ\text{C} \sim 750^\circ\text{C}$ まで冷却し、次いで、該温度で15秒以下で空冷した後、再度冷却して、 300°C 未満で捲取り、鋼組織

がフェライトとマルテンサイトを主体とした組織で、強度が 590 N/mm^2 超の高強度薄鋼板を製造することを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板の製造方法。

14. 請求の範囲 1 ～ 4 のいずれか 1 項に記載した成分組成の鋼を、 A_{r3} 変態点以上の圧延終了温度で圧延を終了し、引続き、 20°C/s 以上の冷却速度で冷却し、 300°C 以上、 600°C 以下で捲取り、鋼組織がフェライトとベイナイトを主体とした組織で、強度が 590 N/mm^2 超の高強度薄鋼板を製造することを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板の製造方法。

15. 請求の範囲 1 ～ 4 のいずれか 1 項に記載した成分組成の鋼を、 A_{r3} 変態点以上の圧延終了温度で圧延を終了し、引続き、 20°C/s 以上の冷却速度で $650^\circ\text{C} \sim 750^\circ\text{C}$ まで冷却し、次いで、該温度で15秒以下空冷した後、再度冷却して、 300°C 以上、 600°C 以下で捲取り、鋼組織がフェライトとベイナイトを主体とした組織で、強度が 590 N/mm^2 超の高強度薄鋼板を製造することを特徴とする穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板の製造方法。

Fig.1

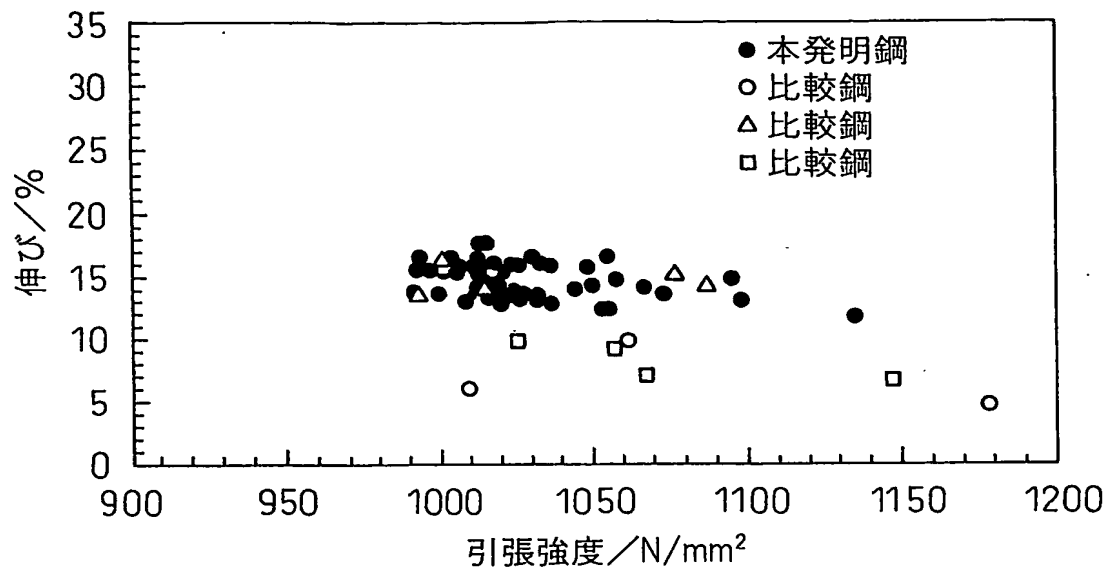


Fig.2

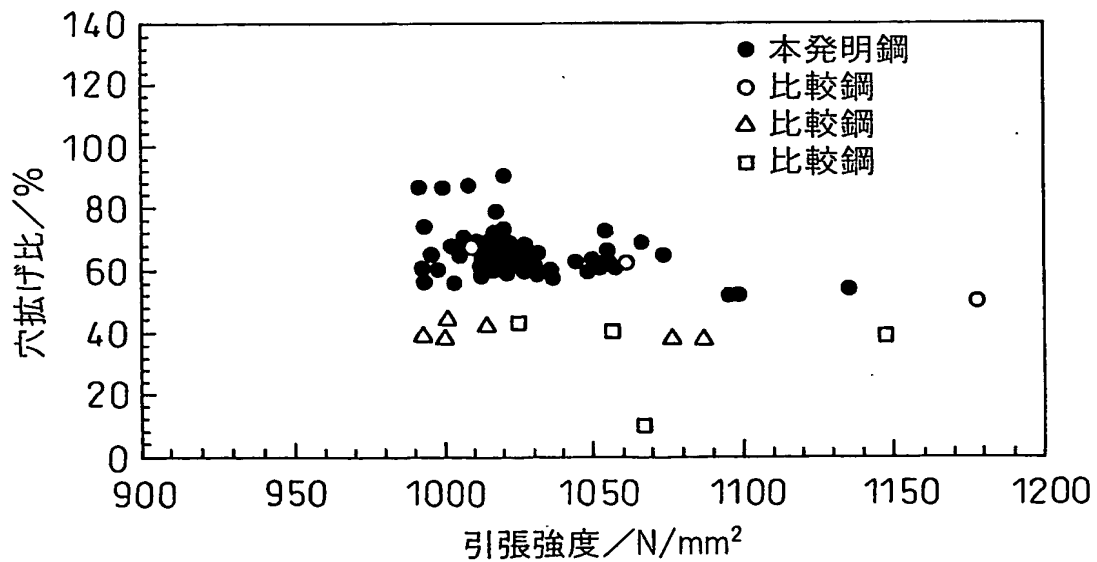


Fig.3

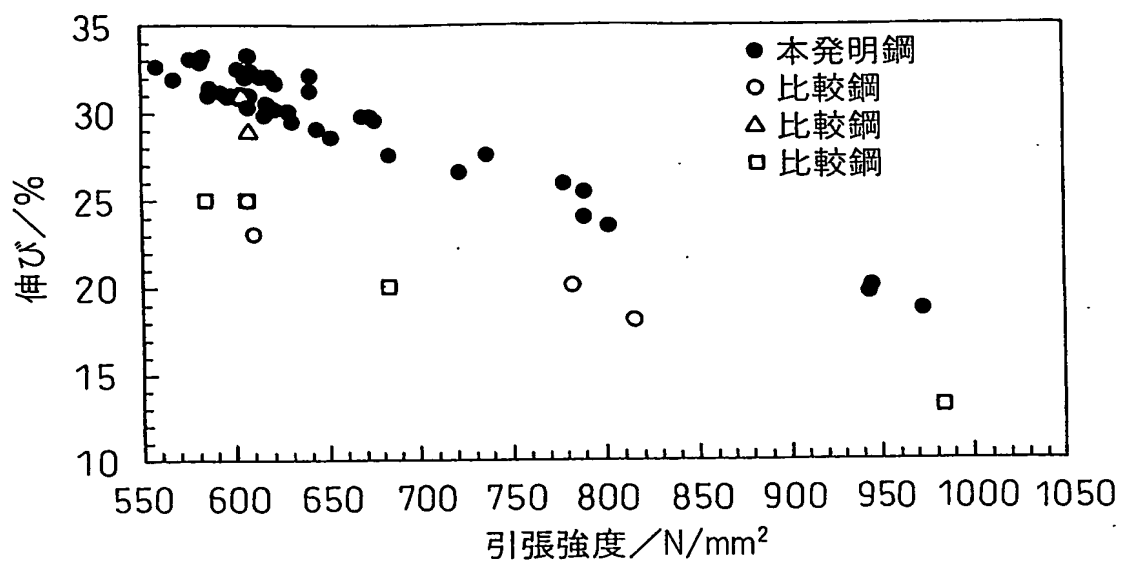


Fig.4

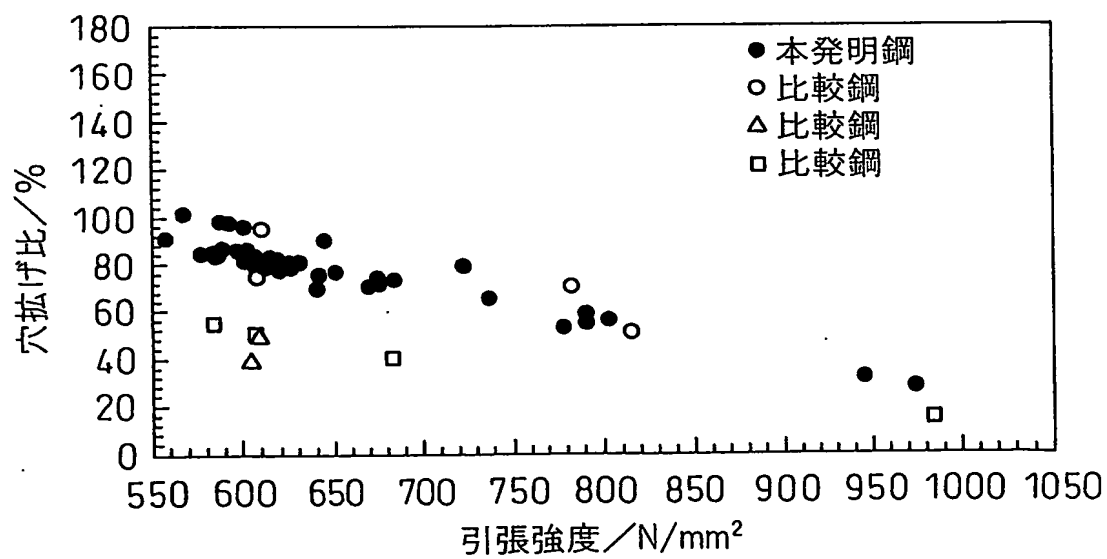


Fig.5

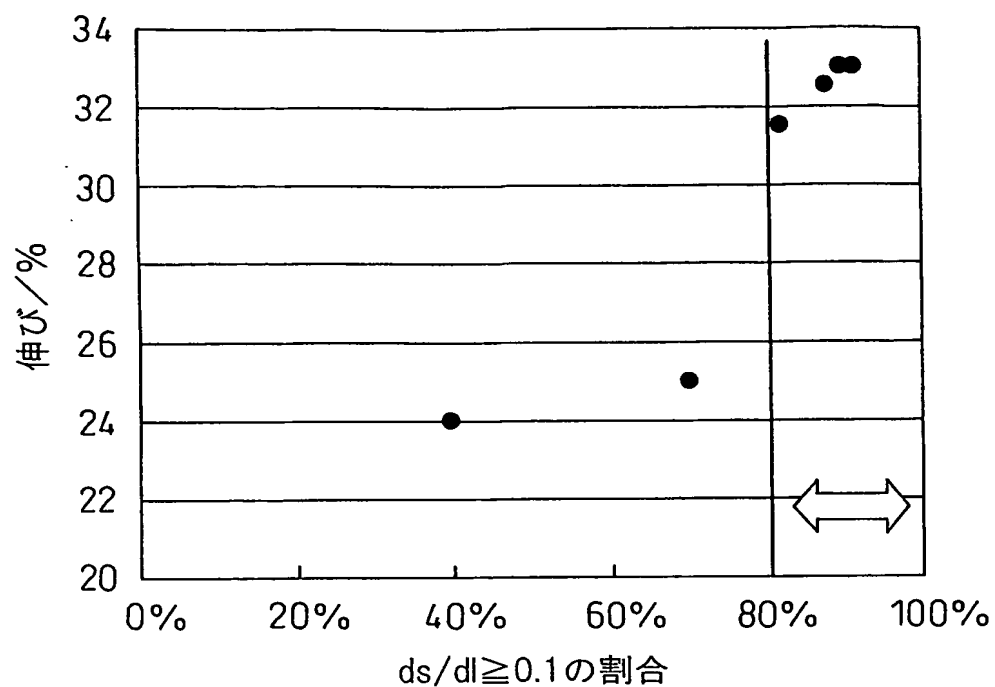


Fig.6

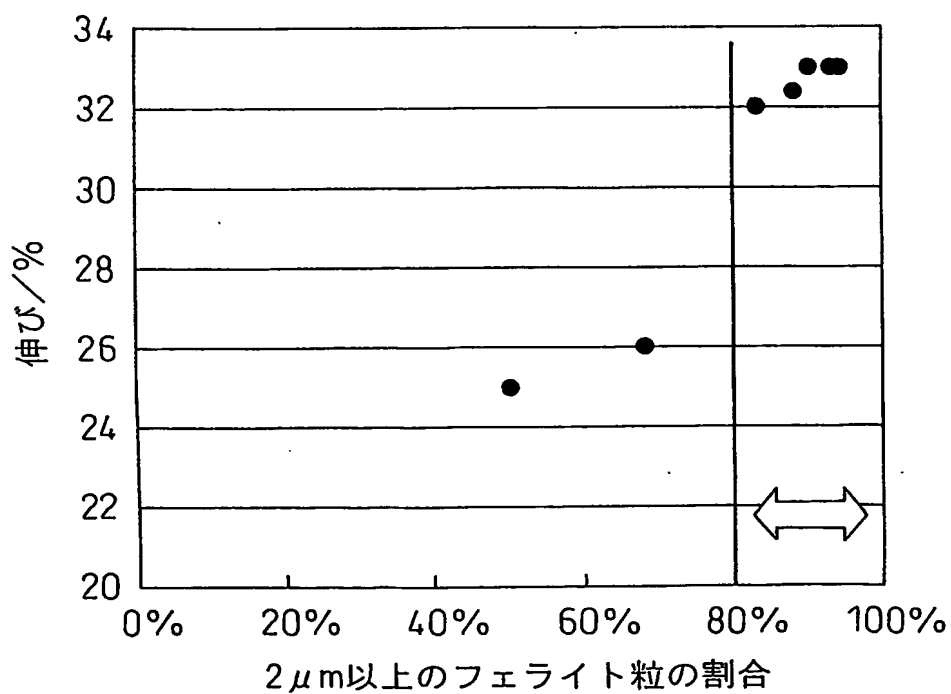


Fig.7

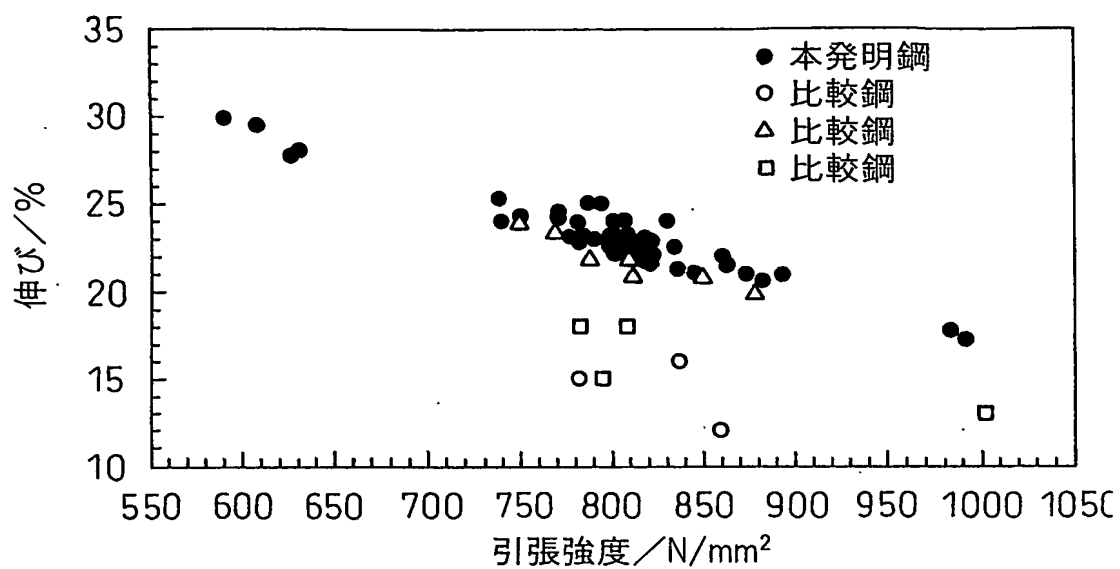


Fig.8

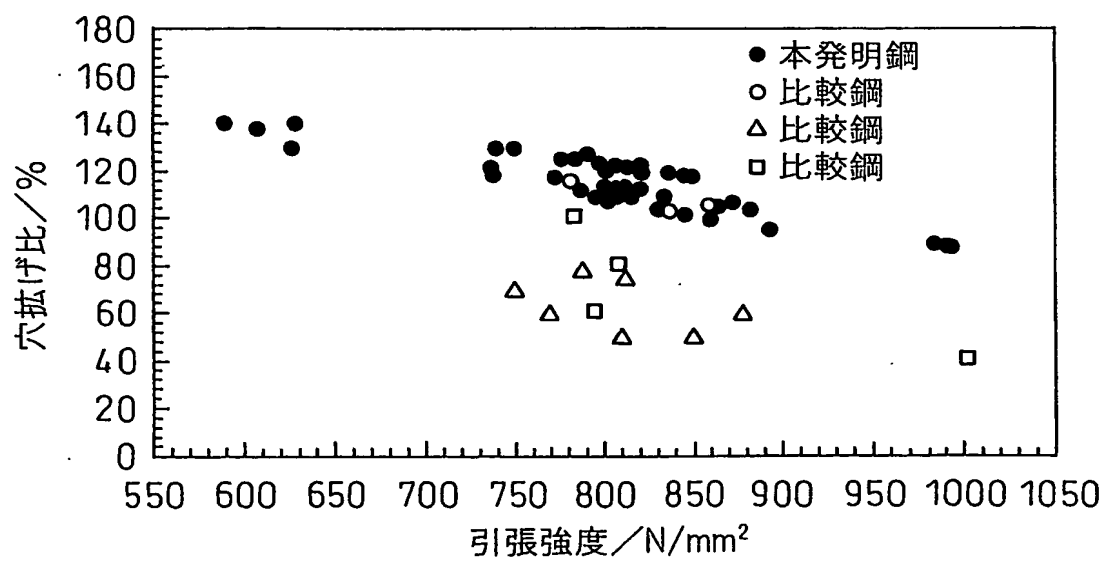


Fig.9

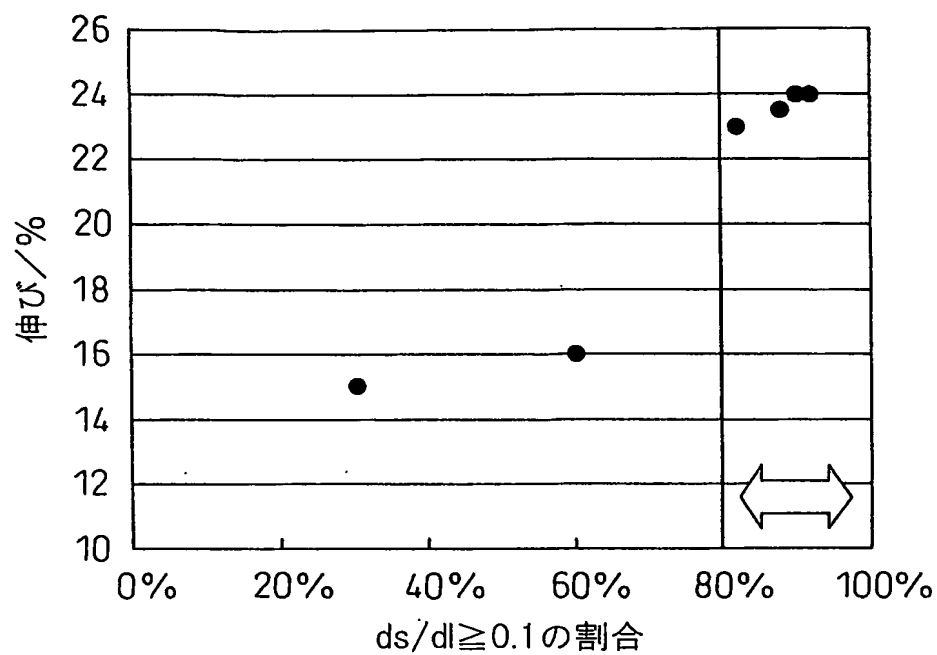
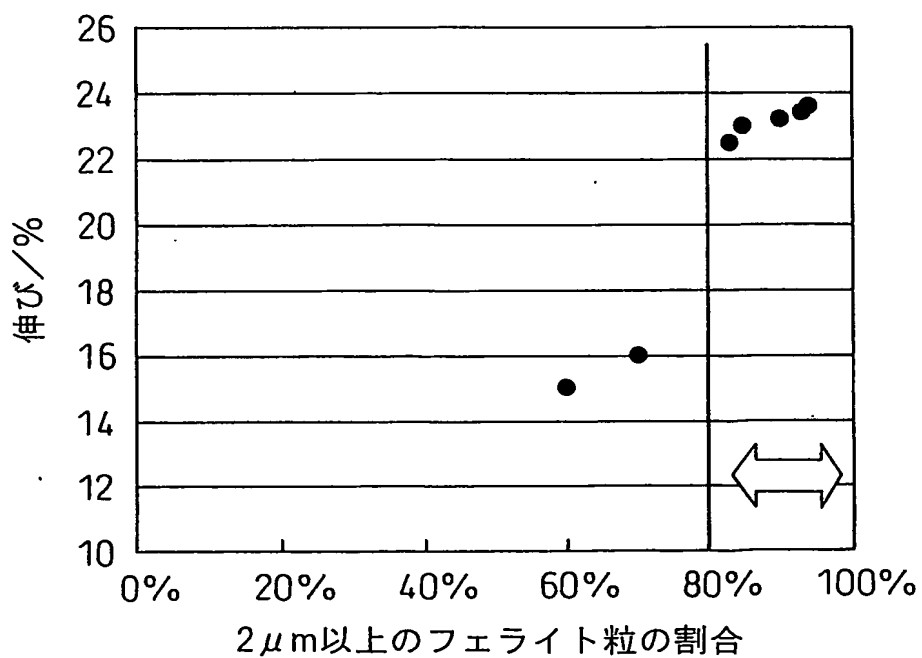


Fig.10



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP03/16967

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00, 38/14, C21D9/46, B21B3/00

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00-60, C21D9/46-48, B21B3/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2004	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)
WPI

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2001-342543 A (Nippon Steel Corp.), 14 December, 2001 (14.12.01), (Family: none)	1-15
A	JP 2002-20838 A (Nippon Steel Corp.), 23 January, 2002 (23.01.02), (Family: none)	1-15
A	JP 11-323488 A (Nippon Steel Corp.), 26 November, 1999 (26.11.99), (Family: none)	1-15
A	JP 2003-166035 A (Nippon Steel Corp.), 13 June, 2003 (13.06.03), (Family: none)	1-15

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier document but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family
---	--

Date of the actual completion of the international search 30 March, 2004 (30.03.04)	Date of mailing of the international search report 13 April, 2004 (13.04.04)
--	---

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00, 38/14, C21D9/46, B21B3/00

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00-60, C21D9/46-48, B21B3/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年

日本国公開実用新案公報 1971-2004年

日本国登録実用新案公報 1994-2004年

日本国実用新案登録公報 1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

WPI

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 2001-342543 A (新日本製鐵株式会社) 2001. 12. 14 (ファミリーなし)	1-15
A	JP 2002-20838 A (新日本製鐵株式会社) 2002. 01. 23 (ファミリーなし)	1-15
A	JP 11-323488 A (新日本製鐵株式会社) 1999. 11. 26 (ファミリーなし)	1-15

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)

「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

30. 03. 2004

国際調査報告の発送日

13. 4. 2004

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

佐藤 陽一

4K

9731

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き). 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 2003-166035 A (新日本製鐵株式会社) 2003. 06. 13 (ファミリーなし)	1-15

This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning Operations and is not part of the Official Record.

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ **BLACK BORDERS**
- ☐ **IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- ☐ **FADED TEXT OR DRAWING**
- ☒ **BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- ☐ **SKEWED/SLANTED IMAGES**
- ☐ **COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- ☐ **GRAY SCALE DOCUMENTS**
- ☐ **LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- ☐ **REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- ☐ **OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.